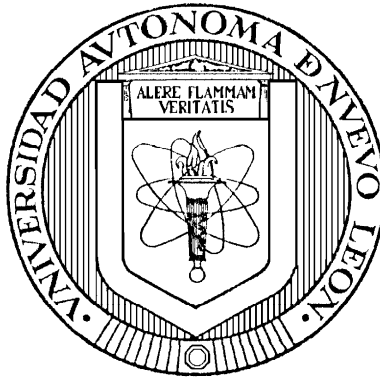


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO



COMPORTAMIENTO DE ALAMBRES DE UNA ALEACIÓN DE ALUMINIO
5154A DURANTE LA DEFORMACIÓN EN FRÍO

TESIS

EN OPCION AL GRADO DE
DOCTOR EN INGENIERIA DE MATERIALES

PRESENTA

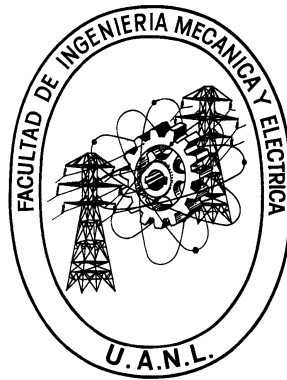
MARLA BERENICE HERNANDEZ HERNANDEZ

SAN NICOLAS DE LOS GARZA, NUEVO LEON JUNIO DE 2015

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO



COMPORTAMIENTO DE ALAMBRES DE UNA ALEACIÓN DE ALUMINIO
5154A DURANTE LA DEFORMACIÓN EN FRÍO

TESIS

EN OPCION AL GRADO DE
DOCTOR EN INGENIERIA DE MATERIALES

PRESENTA

MARLA BERENICE HERNANDEZ HERNANDEZ

SAN NICOLAS DE LOS GARZA, NUEVO LEON JUNIO DE 2015

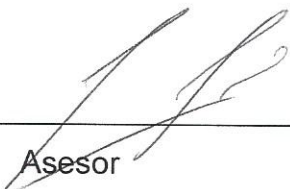
UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis titulada "Comportamiento de alambres de una aleación de aluminio 5154A durante la deformación en frío" realizada por la M.C. Marla Berenice Hernández Hernández sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.


El Comité de Tesis


Asesor


Dr. Rafael Colás Ortiz


Asesora


Dra. Juana Angélica Ramos Salas


Coasesor

Dra. Martha Patricia Guerrero Mata


Coasesor

Dr. Gustavo Rodríguez Morales


Coasesor

Dr. Nelson Federico Garza Montes de Oca


Vo. Bo.

Dr. Simón Martínez Martínez
División de Estudios de Posgrado

SAN NICOLAS DE LOS GARZA, NUEVO LEON JUNIO DE 2015

AGRADECIMIENTOS

A la **Universidad Autónoma de Nuevo León** y a la **Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica** por haberme permitido realizar mis estudios profesionales y de posgrado.

Al **Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología** por el apoyo económico brindado durante esta etapa.

Al **Dr. Rafael Colás Ortiz**, mi asesor principal de tesis, por su orientación lo largo de este proyecto, por sus consejos, por compartir sus conocimientos, por el gran apoyo que siempre recibí de su parte.

A la **Dra. Juana Angélica Ramos Salas** por compartir conmigo este proyecto, por estimularme a seguir adelante, pero sobretodo por su amistad.

A la **Dra. Martha Patricia Guerrero Mata**, al **Dr. Nelson Federico Garza Montes de Oca** y al **Dr. Gustavo Rodríguez** por sus valiosos comentarios y revisión de esta tesis.

A la **Dra. Adriana Salas Zamarripa** por sus consejos y por su valiosa colaboración.

Al **Dr. Martín I. Pech Canul** por su ayuda desinteresada con la caracterización por EBSD.

A mi esposo **Josué** que me ha impulsado a dar lo mejor de mi.

A **Dios** por acompañarme cada día y por haber puesto en mi camino a aquellas personas que han sido mi apoyo a lo largo de este proyecto.

INDICE

Resumen.....	2
Capítulo 1.....	4
Introducción	4
Objetivo.....	8
Hipótesis	8
Capítulo 2.....	9
Aleaciones de Aluminio.....	9
2.1 El aluminio y sus aleaciones	10
2.2 Aleación de aluminio 5154A	17
2.3 Proceso de fabricación de alambres de aluminio	20
Capítulo 3.....	24
Deformación en frío del aluminio.....	24
3.1 Características de la deformación	27
3.2 La curva esfuerzo – deformación.....	28
3.3 Endurecimiento por deformación en frío.....	32
3.4 Recuperación, recristalización y crecimiento de grano	34
3.5 Deformación en frío de alambres mediante el uso del molino	38
3.6 Textura	47
Capítulo 4.....	64
Procedimiento Experimental.....	64
4.1 Laminación del alambre	66
4.2 Etapa de laminación.....	70
4.2.1 Compresión lateral	71
4.2.2 Velocidad de laminación del alambre.....	71
4.2.3 Obtención de la cinta	73
4.3 Preparación metalográfica	74
Capítulo 5.....	80
Resultados y discusión.....	80
5.1 Características del alambre	81

5.2 Compresión lateral en alambres.....	83
5.3 Análisis térmico	86
5.4 Laminación del alambrón	87
5.5 Ensayo de compresión lateral de alambre trefilado	98
5.6 Laminación del alambre trefilado	100
5.7 Laminación de la cinta	111
Capítulo 6.....	116
Conclusiones y recomendaciones	116
6.1 Conclusiones	117
6.2 Recomendaciones	119
Capítulo 7.....	120
Referencias.....	120
INDICE DE TABLAS	129
INDICE DE FIGURAS.....	130
INDICE DE FIGURAS.....	130

Resumen

Los procesos en los que se involucra la deformación plástica en la industria de los metales son usados para la fabricación en masa de productos. Una de las metas mas ambiciosas de la industria es la de validar la teoría de la deformación de los materiales con el objetivo de controlar los factores que afectan el comportamiento del material sometido a deformación para asegurar sus propiedades mecánicas, para implementar los mas eficientes métodos de producción y sobre todo, para obtener productos de alta calidad. Por todo esto, la presente investigación es una aproximación experimental que busca describir el comportamiento de un alambraón de sección circular de aluminio 5154A sometida a deformación en frío hasta obtener una cinta. Las características y propiedades deseadas de dicha cinta incluyen las dimensiones 0.381 mm de espesor y 9.54 mm de ancho; una resistencia mecánica entre 260-300 MPa y un valor mínimo de deformación de 7.8%. La aplicación final de la cinta será la de blindaje de cables eléctricos.

El proceso de laminación se llevó a cabo sobre dos alambraones de diferente diámetro inicial. Se usó un molino dúo en ambos casos. Para el alambraón de 9.5 mm de diámetro inicial, se realizaron 9 pases hasta obtener una cinta de 0.38 mm de espesor con recocidos parciales intercalados entre los pases de laminación. Para el alambre de 5.12 mm de diámetro se realizó una serie de cinco pases para obtener la cinta. El recocido de la cinta final se hizo hasta después del último pase de laminación. Se estudió la velocidad de giro de los molinos durante el proceso de laminación. Esta variable tuvo una influencia casi nula en el comportamiento de deformación aunque al mismo tiempo fue posible determinar un valor máximo sugerido para evitar el agrietamiento del alambre a deformar, esto es, una velocidad de 0.20 m/s.

El análisis de la evolución microestructural se realizó por microscopía óptica con la cual se pudo evidenciar el cambio en la morfología de los granos debido a la deformación. Los ensayos de tensión se usaron para determinar las propiedades mecánicas; éstos se hicieron para el conjunto de muestras obtenidas de la laminación tanto del alambcón de 9.5 mm de diámetro como en el de 5.12 mm. Las propiedades finales de la cinta dependen principalmente del tiempo de recocido. En menor medida, el orden en que se intercalaron los recocidos parciales, también tuvo afectación en las propiedades finales.

La técnica de difracción de electrones retrodispersados se usó para el análisis de la textura del material sometido a diferentes porcentajes de reducción, es decir, 14, 34 y 58 %. Con esta deformación no fue posible determinar si existe una orientación que se pueda considerar preferencial. Sin embargo, fue posible identificar la presencia de las componentes que forman la fibra b, las cuales son las componentes Cúbica, Cobre, Goss, Latón y S. La intensidad de dichas componentes se ve afectada por el grado de deformación.

Capítulo 1

Introducción

Las aleaciones de aluminio son materiales ingenieriles a las que se les ha prestado una gran atención debido a que poseen características de baja densidad^{1,2} gran resistencia a la corrosión³, alta conductividad térmica⁴ y eléctrica⁵ y porque son fáciles de reciclar⁶.

La intensa investigación que se ha hecho desde que se descubrió el aluminio ha logrado evidenciar que para que éste aumente sus propiedades mecánicas es necesario alearlo con otros elementos como el cobre, manganeso, magnesio, silicio, zinc⁷⁻⁸, etcétera, ya que en su estado puro tiene propiedades mecánicas bajas. Cada elemento afecta de diferente manera al aluminio por lo que cada aleación particular presentará sus propias características y propiedades⁹⁻¹⁰ lo que a su vez abre un amplio abanico de posibles aplicaciones.

En los últimos años las aleaciones de aluminio están siendo usadas en la fabricación de nuevos productos de aplicación avanzada como componentes en la industria aeroespacial¹¹, películas delgadas con propiedades ópticas¹², nanomateriales¹³, por mencionar algunos. Desde hace años en la industria automotriz se están sustituyendo partes de automóviles que anteriormente se construían con acero u otros materiales por componentes fabricados por aleaciones de aluminio^{14,15}. El Audi A8 es un referente conocido como el primer vehículo con carrocería construida en su totalidad de aluminio, lo que se traduce en un considerable ahorro de energía¹⁶. Otra gran ventaja de las aleaciones de aluminio es que una vez que se han usado los productos, éstos se reciclan para dar vida a nuevos productos disminuyendo así los desechos industriales y reduciendo el consumo de energía necesario en el procesamiento.

A nivel internacional, Alcoa, Alcan, Chalco, Norton Aluminum son ejemplo de reconocidas empresas relacionadas con el aluminio y sus aleaciones. Entre los servicios que estas compañías ofrecen se puede mencionar la obtención de productos vaciados, el procesamiento de la bauxita y la alúmina, la obtención de productos laminados, entre otras. A nivel estatal, existen grandes empresas que constituyen la industria del aluminio como Cuprum, Metales Internacionales, Viakon, Indalum, Nemark, además de otras medianas empresas. Entre sus operaciones se encuentran la fabricación de componentes de alta tecnología de aluminio para la industria automotriz a nivel mundial, fabricación de perfiles para el área de la construcción, fabricación de tubos conduit para la conducción de cableado eléctrico, fabricación de productos planos que servirán para la manufactura de tanques para transportar alimentos, latas, papel de aluminio para uso doméstico, fabricación de cables para instalaciones eléctricas, solo por mencionar unos cuantos ejemplos.

Las aleaciones de la serie 5xxx, es decir, aquellas en las que el elemento principal de aleación es el Mg, generalmente son usadas en la manufactura de productos laminados. Una cinta que se produce con una aleación de esta serie, encuentra aplicación en el área de instalaciones eléctricas¹⁷. En una construcción o en una planta industrial, el piso o las paredes por donde pasa el cableado eléctrico representa un ambiente eléctricamente ruidoso. El ruido eléctrico, ya sea irradiado o conducido en forma de interferencia electromagnética puede perturbar la correcta operación de otros equipos que se encuentren cerca del cableado eléctrico y viceversa. Un aislante protege los cables eléctricos de golpes, abrasiones, humedad, incendios o derrames. Pero un aislante no ofrece protección alguna a la interferencia electromagnética. Es por esto que se necesita un blindaje o armadura que combata los efectos de la interferencia electromagnética pero que también cumpla con los requisitos mecánicos. Los cables eléctricos pueden actuar tanto como fuentes o antenas para la interferencia electromagnética, por lo que un blindaje debe suprimir ambos efectos. El uso de este tipo de blindaje espiral reduce el costo de

instalación del cableado ya que no se necesitan los tubos conduit; además es más fácil de instalar y cuando sea necesario hacer un rediseño del lugar, es mucho más fácil mover todo el cableado eléctrico.

Las armaduras para el blindaje de los cables eléctricos se fabricaban originalmente en acero o plomo, pero ya que el aluminio es un fuerte candidato para sustituir a otros materiales, entonces se ha considerado a la aleación 5154A para este fin¹⁷. El uso de esta aleación consigue disminuir considerablemente el peso de la armadura, se reduce el costo de fabricación comparado con las armaduras de acero y plomo al mismo tiempo que se consiguen propiedades iguales o superiores a éstas, y por último, son amigables con el medio ambiente ya que las aleaciones de aluminio son reciclables. La armadura se fabrica a partir de una cinta metálica la cual se va dando forma de una espiral sobrepuesta entre sí en cada vuelta. Cuando se forma la armadura, la cinta metálica forma una “S” en el corte de su sección longitudinal y su flexibilidad depende del número de vueltas por unidad de longitud. El diámetro interior de la espiral depende del espacio que ocupen el o los cables a blindar. La Figura 1.1 muestra la espiral que forma la armadura así como un corte en su sección longitudinal.

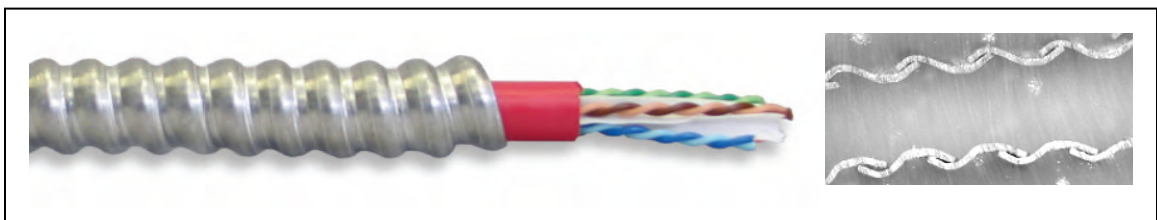


Figura 1.1 Armadura de aluminio (izq.); vista corte longitudinal (der.)

Un método de fabricación de cintas de aluminio es el proceso de colada continua. En este proceso, se obtiene una lámina con el espesor deseado de la cinta a la cual se le hacen cortes longitudinales para obtener tiras del ancho

deseado. Sin embargo también es posible obtener la cinta por laminado de alambres de sección circular sin necesidad de hacer cortes.

Se han reportado investigaciones realizadas en placas sometidas a laminación en frío en las que se describe las características de la textura^{18,19}. De estos estudios se han encontrado que los principales factores que afectan en mayor medida a la textura son el grado de reducción o deformación²⁰, la textura inicial del material previo a la deformación²¹ y la composición química de la aleación²².

En esta investigación se obtuvieron cintas de sección transversal rectangular (0.381 x 9.54 mm) a partir de la deformación en frío de un alambre de sección circular de una aleación 5154A usando un molino dúo. Se realizaron ensayos de tensión y análisis microestructural con el propósito de describir la respuesta del material durante el proceso de deformación en frío.

Objetivo

Estudiar el comportamiento de una aleación de aluminio 5154A durante el proceso de deformación en frío de alambres para obtener cintas cuya aplicación final es el blindaje de cables eléctricos

Hipótesis

Es posible fabricar cintas a partir de un alambre de una aleación 5154A de sección circular por laminación en frío si el proceso de deformación es exclusivamente geométrico

Capítulo 2

Aleaciones de Aluminio

2.1 El aluminio y sus aleaciones

El aluminio es el elemento más abundante de los metales, el cual forma aproximadamente un 8% de la corteza terrestre²³. Sin embargo, a pesar de su gran abundancia, su aplicación como material metálico es relativamente reciente en comparación con otros metales como el oro, plata, cobre y hierro que se conocen y han sido usados desde hace miles de años. Esto se debe a que no fue sino hasta 1807 cuando se identificó al aluminio como un elemento más de la tabla periódica por Sir Humphrey Davy²⁴. Una de las razones de su tardío descubrimiento se debe a que el aluminio no se encuentra en la naturaleza en su estado puro sino combinado en la forma de compuestos minerales, por lo que es necesario hacer un procedimiento de refinación para obtenerlo en su forma metálica. Después de su descubrimiento pasaron muchos años hasta que la producción mediante el proceso Hall-Heroult permitió que el aluminio se convirtiera en un producto ampliamente comercializado. A partir de entonces, el uso del aluminio ha crecido rápidamente hasta el punto de considerarse como el metal mas usado a nivel mundial después del acero²⁵. La industria del aluminio continuamente analiza y busca la implementación de nuevos, mejores y más económicos métodos de producción²⁶. La fuente principal para la obtención del aluminio es el mineral denominado bauxita. Los principales yacimientos se encuentran en Australia, Brasil y Guinea; existen también algunos yacimientos importantes en Europa.

Las características y propiedades del aluminio son muy bien conocidas y algunas se muestran en la Tabla 2.1. Además de las enlistadas, el aluminio es un material fácilmente reciclable; los productos de aluminio pueden presentar un amplio rango de acabados como superficies pulidas, pintadas, anodizadas, con patrones, etcétera²⁷.

Tabla 2. 1 Algunos datos de interés del aluminio en su estado puro²⁸

Número atómico	13
Peso atómico	26.99 g mol ⁻¹
Densidad (a 20 °C)	2.68 g cm ⁻³
Resistividad eléctrica	2.69 Ω cm ⁻¹
Temperatura de fusión	660.2 °C
Módulo de elasticidad	68.3 GPa
Estructura cristalina	Cúbica centrada en las caras

Por lo anterior, el aluminio es un material que ha experimentado un incremento en su uso en la producción de automóviles, embalajes de comida y bebidas, construcción de edificios, cables eléctricos, desarrollo de infraestructura en el sector del transporte, producción de equipo aeroespacial, fabricación de maquinaria y herramientas, entre otros usos^{29,30}. La Figura 2.1 se extrajo de un interesante análisis realizado por Chen y coautores donde se puede observar el incremento en el uso del aluminio tan solo en los Estados Unidos entre 1900 y 2010³¹. El factor que más ha contribuido a un mayor uso del aluminio es que éste es un fuerte candidato a reemplazar otros materiales; un ejemplo es que algunas partes para automóviles ahora son de aluminio cuando antes se fabricaban en acero^{32,33}.

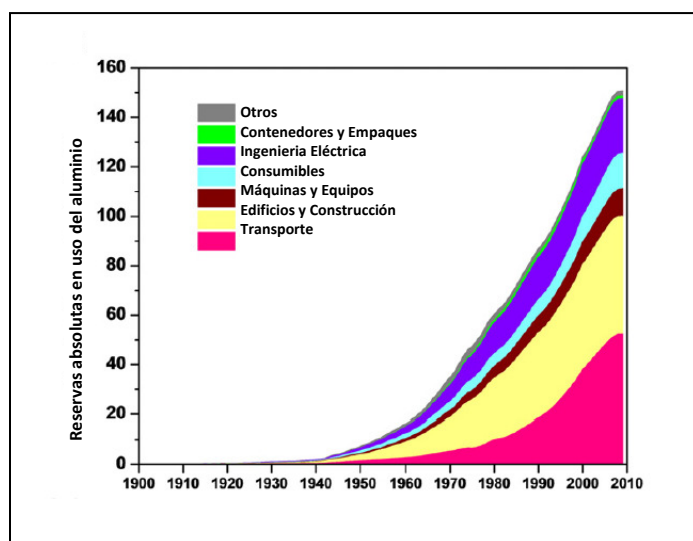


Figura 2.1 Incremento en el uso del aluminio (millones de toneladas métricas)³¹

El aluminio tiene una gran afinidad por el oxígeno por lo que en su superficie se forma muy fácilmente el óxido de aluminio (Al_2O_3 , conocido como alúmina). Lejos de ser un inconveniente, esta capa de alúmina beneficia al aluminio y le permite encontrar aplicación en la industria por su característica de no corroerse tan fácilmente³⁴. Aparte de la afinidad con el oxígeno, el aluminio tiene la facilidad de aceptar otros elementos de la tabla periódica en su estructura atómica ya sea formando una solución sólida o fases que dependerán de los elementos presentes, de la temperatura, de la cinética de nucleación, entre otros factores. Como resultado, el aluminio puede formar compuestos no metálicos o metálicos. Dentro de los compuestos no metálicos están los aluminosilicatos que se encuentran presentes en muchas arcillas; el cloruro de aluminio (AlCl_3) cuya aplicación doméstica es en antitranspirantes y detergentes; el fosfato de aluminio (AlPO_4), el nitruro de aluminio (AlN) que es un material cerámico avanzado, etcétera.

Los compuestos metálicos que forma el aluminio con otros elementos son comúnmente conocidos como aleaciones de aluminio. Una tarea importante que debe cumplir una aleación es la de mejorar la resistencia mecánica y la dureza del aluminio, ya que en su estado puro es un metal blando y muy dúctil por lo que sus aplicaciones pueden ser muy limitadas. Las aleaciones de aluminio son la base de una gran cantidad de productos de uso ordinario debido al amplio rango de propiedades físicas y mecánicas que posee cada aleación en particular. Aunque la Asociación de Aluminio (que es la encargada de registrar y publicar las especificaciones que describen la composición, las propiedades mecánicas y la nomenclatura de las aleaciones de aluminio en los Estados Unidos) ya ha registrado más de 500 aleaciones, en la actualidad existe una tendencia a investigar nuevas aleaciones o la forma de mejorar el desempeño de las existentes^{35,36}.

Tanto el aluminio puro como sus aleaciones tienen una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC por sus siglas en inglés, nomenclatura que se usará de aquí en adelante). Dicha estructura es estable hasta aproximadamente 657 °C. Debido a que la estructura FCC contiene múltiples planos de deslizamiento, este tipo de estructura contribuye grandemente a la formación de las aleaciones de aluminio.

Las aleaciones de aluminio, por conveniencia, han sido divididas en dos grupos principales: composiciones trabajadas (a veces llamadas de forja) y composiciones de vaciado³⁷. Las aleaciones trabajadas poseen suficiente ductilidad para permitir la deformación plástica en caliente o en frío; inicialmente se funden en formas sencillas como placas o barras que permiten trabajarlas posteriormente. Las aleaciones de vaciado tienen una estructura que no tolera ninguna deformación por lo que éstas se funden directamente en la forma final usando moldes³⁸. La aleación que se ha estudiado en esta Tesis pertenece al grupo de aleaciones trabajadas, por lo que se hará una descripción más detallada únicamente sobre este grupo.

Las aleaciones trabajadas, a su vez, se dividen en dos subgrupos³⁷:

- Aleaciones tratables térmicamente: Después de obtener el producto en la forma deseada (placas, extrusiones, forjados, alambres, tubos, etc.) es necesario someterlo a un tratamiento térmico con el propósito de llevar los constituyentes de aleación a una solución sólida. El metal se temple a partir de la temperatura del tratamiento térmico de la solución. El nivel deseado de las propiedades mecánicas se alcanza al permitir que la aleación envejezca de modo natural o artificialmente

- Aleaciones de endurecimiento por trabajo: Necesitan ser deformadas para alcanzar las propiedades requeridas en las aplicaciones comerciales mediante procesos como laminación, estirado de alambres, estirado de tubos, extrusión, etcétera.

La Asociación de Aluminio mediante el Instituto Nacional Americano de Estándares (ANSI, por sus siglas en inglés) ha desarrollado un sistema de identificación que ha sido aceptado de manera general en el que divide las aleaciones de forja en familias. En esta nomenclatura que consiste en cuatro dígitos, el primer número indica el elemento principal de aleación y los demás se refieren a la composición específica de la aleación.

Un total de nueve familias se han asignado a las aleaciones trabajadas³⁹:

Serie 1xxx. Aluminio de alta pureza, >99.00 %. El hierro y el silicio son las principales impurezas.

Serie 2xxx. El cobre es el principal elemento aleante. Estas aleaciones requieren endurecimiento por solución para obtener las propiedades óptimas, sin embargo no poseen buena resistencia a la corrosión.

Serie 3xxx. El manganeso es el elemento aleante mayoritario. Los usos de esta serie incluyen latas, intercambiadores de calor, tanques de almacenamiento, utensilios de cocinas y algunas aplicaciones estructurales. Estas aleaciones no son tratables térmicamente.

Serie 4xxx. El silicio es el principal elemento aleante. Se añade para mejorar la fluidez del aluminio fundido; tampoco son tratables térmicamente.

Serie 5xxx. El magnesio es el principal elemento aleante. Las aleaciones de esta serie poseen buenas características de soldabilidad y buena resistencia a la corrosión en ambientes marítimos. Son aleaciones no tratables térmicamente y poseen baja estabilidad térmica.

Serie 6xxx. Tanto el magnesio como el silicio son sus principales aleantes; con un adecuado tratamiento térmico, las propiedades de estas aleaciones se ven mejoradas.

Serie 7xxx. El zinc es el elemento aleante mayoritario. Cobre y cromo son otros elementos comúnmente añadidos en pequeñas cantidades para mejorar su respuesta al tratamiento térmico.

Serie 8xxx. Esta categoría se usa principalmente para las aleaciones con litio y son tratables térmicamente.

Serie 9xxx. Aquí se inscriben las aleaciones que no son comunes.

Para designar el tratamiento térmico al que se ha sometido la aleación se asigna una letra individual mayúscula³⁹:

O: para indicar un recocido

F: para aleaciones utilizadas tal y como fueron fabricadas, es decir, productos a los que se les ha dado forma mediante procedimientos de trabajo en frío, en caliente o moldeados de tal manera que no se aplicó un control especial a las condiciones térmicas o al endurecido por deformación

W: indica un tratamiento de solubilidad

El grado de endurecimiento se indica mediante la clasificación de temple “T” o “H” dependiendo de que la aleación sea tratada térmicamente o endurecida por deformación:

T: se asigna a las aleaciones cuya resistencia mecánica es estable en el término de unas pocas semanas después del tratamiento por disolución. Se añade un número para diferenciar el grado de endurecimiento (de T1 a T10).

H: únicamente para productos trabajados que han sido endurecidos por deformación en frío. A esta letra la acompaña un número que indica el tratamiento y el grado de trabajo en frío o endurecimiento por deformación (H1-H3).

Por ejemplo, una indicación de H1 significa que el material fue endurecido únicamente por deformación mientras que T1 se refiere a un material que fue enfriado directamente de un proceso a alta temperatura con un posterior envejecido natural.

2.2 Aleación de aluminio 5154A

La aleación 5154A pertenece a las aleaciones de la serie 5xxx, las cuales se desarrollaron originalmente para aplicaciones estructurales en las que la resistencia a la corrosión es de gran importancia, por su facilidad de ser deformadas y soldadas además de sus buenas propiedades mecánicas⁴⁰.

La aleación 5154A que se usó en esta Tesis fue una variación de la 5154 y se registró ante la Asociación del Aluminio por el Reino Unido. Existe otra variación, la 5154B registrada por Italia⁴¹.

El uso de las aleaciones de la serie 5xxx, tanto en el sector de la construcción como en el automotriz va en aumento, ya que esta última tiene un gran interés en disminuir el peso de los vehículos y así incrementar la eficiencia del combustible fabricando partes estructurales que sean ligeras y de alta resistencia mecánica^{42,43}. Se ha demostrado que el Mg juega un papel muy importante en las características de estas aleaciones, por ejemplo, la ductilidad disminuye al aumentar la concentración de átomos de Mg⁴⁴. Los elementos Cr, Mn, Zr y Sc pueden ser añadidos a estas aleaciones con el propósito de controlar la estructura de granos y subgranos, lo que a su vez, también contribuye a mejorar su resistencia mecánica⁴⁵.

Una desventaja que presentan estas aleaciones es que cuando el contenido de Mg es mayor al 3.0 % son susceptibles a presentar corrosión intergranular debido a que se forman precipitados de la fase Al_3Mg_2 en las fronteras de grano. Existen algunos trabajos en los que se han hecho esfuerzos para mejorar la resistencia a la corrosión, como por ejemplo el tratamiento termomecánico o la adición de dopantes^{46,47}. Se ha observado que el grado de precipitación de la fase mencionada disminuye cuando se aumenta la temperatura y el tiempo del tratamiento⁴⁸. Otra propuesta realizada por Unocic y coautores en donde

añadieron Cu y Zn a una aleación AA5083 observando una disminución en la corrosión intergranular⁴⁹.

La composición química nominal de la aleación 5154A se presenta en la Tabla 2.2, de acuerdo a los registros internacionales de la Asociación de Aluminio⁴¹.

Tabla 2. 2 Composición química de la aleación 5154A⁴¹

Elemento (peso %)	
Si	0.50
Fe	0.50
Cu	0.10
Mn	0.50
Mg	3.1 – 3.9
Cr	0.25
Ti	0.20
Zn	0.20
Al	Resto

Los proveedores de la aleación 5154A pueden entregar el producto en forma de placas, hojas laminadas, secciones extruídas, tubos, alambres o barras de sección circular, cuadrada o rectangular. Algunas de las propiedades de esta aleación se muestran en la Tabla 2.3.

Tabla 2.3 Características de la aleación 5154⁵⁰

Propiedad	Valor
Densidad	$2.66 \times 10^3 \text{ Kg m}^{-3}$
Módulo of elasticidad	70 GPa
Resistencia a la tensión (recocido)	241 MPa
Resistencia de cedencia (recocido)	117 MPa
Elongación (recocido)	27 %
Dureza (recocido)	58 HB
Resistividad eléctrica	$5.32 \times 10^{-8} \Omega \text{ m}^{-1}$
Temperatura de recocido	343 °C

Una de las aplicaciones de la aleación 5154A es como blindaje de cables eléctricos. Uno de los materiales que anteriormente se usaban para este mismo fin era el plomo. Sin embargo, presentaba algunas desventajas como propiedades mecánicas inferiores a las del aluminio, altos valores de elongación por lo que para cumplir modestamente con los requerimientos, el blindaje tenía que ser de gran espesor. Otro material usado para el mismo propósito es el acero el cual tiene la desventaja de ser mas pesado que el aluminio, por lo que hubo la necesidad de estudiar otros materiales que cumplieran con los requerimientos⁵¹.

2.3 Proceso de fabricación de alambrón de aluminio

El aluminio se extrae del mineral bauxita el cual está compuesto principalmente de hidróxido de aluminio, sílice, óxidos de hierro, titanio y otras impurezas²⁶. El primer paso de su obtención es la transformación del mineral mediante el proceso Bayer en alúmina, llamado así en honor al científico austriaco Karl Josef Bayer⁵². La alúmina refinada contiene aproximadamente cantidades iguales de aluminio y oxígeno los cuales deben ser separados para poder obtener el aluminio en su forma metálica. El punto de fusión de la alúmina es de 2040 °C, por lo tanto se requiere una gran cantidad de energía para separar el aluminio del oxígeno. Para obtener el aluminio a partir de la alúmina se sigue un proceso de electrólisis en el que se disuelve la alúmina en criolita (Na_3AlF_6) fundida con ánodos y cátodos de grafito; en éste último se va depositando el metal. Este método es conocido como Hall-Hèroult en honor a Charles Hall y Paul Hèroult que de forma independiente descubrieron y patentaron el procedimiento de separación del aluminio por electrólisis y que en la actualidad se continúa usando de manera industrial⁵³. La reducción de la alúmina en aluminio líquido se produce alrededor de los 950 °C. La producción de aluminio es un proceso que requiere de mucha energía. Las plantas mas eficientes reportaron que para obtener un kilogramo de aluminio se requieren 13.5 kw por hora en el 2011⁵⁴. Otro método de obtención del aluminio es el reciclado del mismo lo cual permite ahorrar energía y disminuir desechos lo que se traduce en un benéfico impacto ecológico⁵⁵.

Una vez que se ha obtenido el aluminio en su forma metálica, se mezclan los componentes de la aleación en un horno de fundición para obtener la composición requerida que después será vaciada en lingotes o en moldes en el caso de productos vaciados. La mayoría de los productos trabajados de aluminio después de la obtención del lingote pasan por un proceso de deformación en caliente ya sea de laminación o extrusión para después continuar con una deformación en frío o con un proceso de acabado.

Debido a sus ventajas económicas los procesos de colada continua de aluminio son usados principalmente para la fabricación de lingotes que posteriormente serán maquinados en forma de placas, barras o alambrones mediante procesos de extrusión o laminado. De manera general, el proceso de colada continua transforma al aluminio líquido directamente en un producto de longitud tan larga como la cantidad de metal fundido se disponga en el horno suministrador. Las formas del producto colado incluyen tochos (sección transversal cuadrada de espesor menor a 150 mm), lingotes (sección transversal rectangular de hasta 750 mm de espesor), placas o láminas (de hasta 12 mm de espesor) o tochos de sección circular (de hasta 500 mm de espesor)⁵⁶. No todas las aleaciones pueden ser coladas, sin embargo, las aleaciones de aluminio que contienen magnesio si permiten este proceso.

De manera general, el proceso de obtención de alambrón de aluminio se puede dividir en los siguientes pasos:

1) Fusión. En un horno de reverbero se lleva a cabo la fusión del aluminio. Además en este paso se consideran el ajuste de la composición en hornos que se denominan mantenedores así como la transferencia del metal.

2) Tratamiento del metal líquido. La turbulencia, un exceso de escoria o un refractario dañado son factores no deseables en una colada. Es por esto que antes del vaciado, el tanque que contiene el metal fundido pasa por un proceso de desgasificación. Un paso adicional para minimizar el contenido de inclusiones es el de usar filtros de espuma cerámica.

3) Colada continua. Existen varias opciones para el proceso de colada continua que se basan o derivan de dos sistemas principales, los propuestos por Properzi y Southwire⁵⁷. En el proceso de colada de ambos sistemas, se coloca un molde metálico sobre una rueda giratoria. La rueda tiene en su periferia una moldura y se usa agua para enfriar el sistema.

4) Laminación. Es la etapa en la que el material vaciado va a adquirir la forma de placa, alambre o barra.

5) Inspección y Enrollado. Son las etapas finales del proceso. La inspección se hace tanto manual como mediante el uso de sensores electrónicos para garantizar la calidad del producto final.

A nivel industrial una línea completa de fabricación de alambón de aluminio, además de lo anterior, incluye estaciones de desgasificado, trenes de laminación, hornos de inducción y estaciones de enfriamiento que permiten optimizar el proceso.

En la producción industrial de alambrones de aluminio, el sistema Properzi es de gran importancia. Aproximadamente el 10 % del consumo global de aluminio es en la forma de alambón ya sea para aplicaciones eléctricas (aleaciones 6101, 6201) o mecánicas⁵⁸. Aunque se pueden producir alambrones de 12, 15 mm e incluso 25 mm de diámetro, de manera general el mas usado es de 9.5 mm. Los alambrones de aleación 5154A usados en esta Tesis se obtienen por el proceso de colada continua y laminado Properzi. La Figura 2.2 muestra el esquema de este sistema.

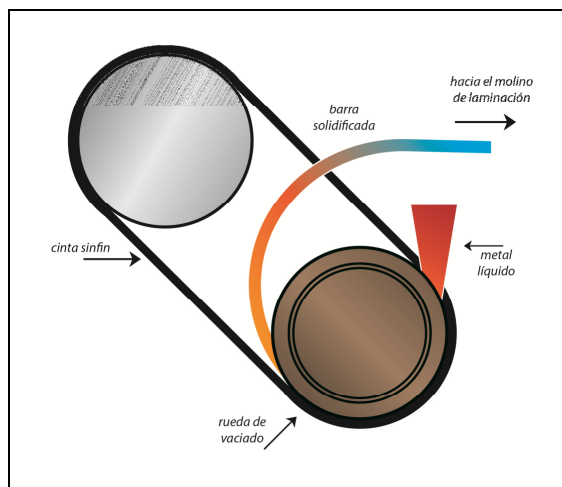


Figura 2.2 Esquema de colada continua de aluminio⁵⁹

El aluminio fundido es vertido sobre la rueda de colada; inmediatamente al contacto con el molde de cobre que a su vez está siendo enfriado por agua, el aluminio fundido comienza a solidificar. Después del enfriamiento y la solidificación, el metal se aleja de la rueda de colada en forma de barra continua que está aproximadamente a una temperatura de 500 °C; la barra tiene una forma triangular o trapezoidal en su sección transversal. Después es pasada a través de un enderezador. De aquí la barra puede cortarse o seguir el proceso de laminación. Para el caso del alambraón que se usó en esta Tesis, la barra inicial tiene una geometría trapezoidal que se hace pasar por un tren laminador hasta obtener el alambraón de sección circular de 9.5 mm de diámetro. La Figura 2.3 muestra un rollo de 2 toneladas del producto terminado.



Figura 2.3 Rollo de alambraón de 9.5 mm de diámetro

A partir de este alambraón se producirá la cinta a la que mediante un proceso posterior se le dará forma de engargolado y el cual servirá de protección para alambrado eléctrico. Es importante mencionar que los alcances de este trabajo de investigación solo abarcan hasta la obtención de la cinta.

Capítulo 3

Deformación en frío del aluminio

En la industria metalúrgica, el conformado de metales incluye varios procesos de manufactura en los cuales se usa la deformación plástica para cambiar la forma de las piezas metálicas. De esta manera, se obtienen productos como láminas, alambres, perfiles tubulares, soleras, paneles acanalados, por mencionar unos ejemplos⁶⁰. Para productos fabricados con alguna aleación de aluminio, se inicia con lingotes en plancha o tochos que después son deformados plásticamente mediante dados, rodillos o alguna otra herramienta para obtener los productos con la geometría, tolerancias y propiedades finales deseadas.

El proceso de deformación generalmente involucra una sucesión de pasos a seguir antes de obtener la forma final deseada y frecuentemente se combina con tratamientos térmicos hasta finalizar el producto. Una vez que se conoce el mecanismo de deformación de un material en particular, entonces se pueden explorar los métodos más eficientes de producción que permitan obtener productos de alta calidad a partir del mismo⁶¹.

Para formar exitosamente un metal este debe poseer ciertas propiedades. Las más importantes son una baja resistencia a la fluencia y una alta ductilidad⁶². Durante la deformación ocurren cambios en el interior del material como lo son el refinamiento de grano, orientación preferencial de granos, endurecimiento del material, entre otros^{63,64}. El comportamiento del material durante el proceso de deformación depende directamente de la microestructura de éste antes de la deformación, de la geometría de la zona a deformar, de la temperatura y velocidad de deformación además de las condiciones de fricción⁶⁵.

La importancia de conocer el cambio durante la deformación de cualquier material es que se puede obtener información acerca del comportamiento del material durante el proceso, de cuáles variables afectan al proceso más que otras y cómo controlar esas variables para obtener un producto con las especificaciones requeridas.

3.1 Características de la deformación

La deformación de un material es el cambio en las dimensiones o en la forma del mismo debido a la aplicación de fuerzas externas o por cambios físicos químicos⁶⁶. La deformación como consecuencia de fuerzas externas se divide en: (i) elástica, cuando una vez retirada la fuerza externa el material recupera su forma y (ii) plástica cuando el material ya no recuperará ni su forma ni sus dimensiones originales incluso si se retira la fuerza externa.

La deformación de un metal es posible debido a las imperfecciones o defectos presentes, ya que éstos juegan un papel muy importante. De manera general, los defectos se clasifican en defectos puntuales, lineales, planares y volumétricos. Los defectos puntuales son intrínsecos al estado de equilibrio y dependen de la temperatura, de la presión y de la composición de cada material. La presencia y la concentración de los otros defectos dependen de la forma en la que el metal fue originalmente formado y su subsecuente proceso⁶⁷.

Los defectos lineales, que son también conocidos como dislocaciones y la manera en que éstos se mueven en el interior de la red dictan la forma en que se comportarán las propiedades mecánicas de los metales policristalinos. La presencia de dislocaciones explica dos fenómenos relacionados a la deformación plástica de los metales cristalinos: (1) El esfuerzo requerido para deformar plásticamente un cristal es mucho menor que el esfuerzo calculado para flujo plástico en un cristal libre de defectos; (2) el endurecimiento por deformación. La importancia de conocer acerca de las dislocaciones presentes en el material que se está estudiando radica en que tanto la evolución de la estructura de dislocaciones como las interacciones entre ellas mismas controlan la respuesta de deformación en los metales policristalinos⁶⁸.

3.2 La curva esfuerzo – deformación

A nivel microestructural ya se describió la importancia de los defectos y cómo éstos afectan las propiedades de los materiales. A nivel macrosópico se cuenta con la relación esfuerzo aplicado - deformación resultante para describir el comportamiento de un material sometido a deformación. Las curvas esfuerzo-deformación son una descripción gráfica de tal comportamiento y de las cuales se pueden conocer el esfuerzo de cedencia, la resistencia a la tensión, las zonas plástica y elástica, etcétera.

Para que un material pueda ser deformado mediante los procesos de deformación es necesario aplicar una fuerza o carga externa que exceda el límite de fluencia propio del material. Si este valor no se alcanza y debido a la Ley de Hooke, el material se comportará en su rango elástico y cuando la fuerza se deje de aplicar, recuperará su estado inicial.

La curva esfuerzo real-deformación real, llamada también *curva de fluencia*, representa las verdaderas características básicas de flujo plástico del material.

El esfuerzo verdadero σ se expresa como⁶⁰:

$$\sigma = \frac{P}{A_0}(e + 1) \quad (3.1)$$

y la deformación verdadera ε es:

$$\varepsilon = \ln (e + 1) \quad (3.2)$$

donde P es la fuerza aplicada, A_0 es el área de la sección transversal de la probeta antes de comenzar el ensayo, e es el esfuerzo ingenieril dado por:

$e = \frac{L - L_0}{L_0}$ donde L_0 y L son las distancias calibradas en la probeta antes y

después del ensayo, respectivamente⁶⁹. La Figura 3.1 muestra la diferencia entre las curvas reales e ingenieriles.

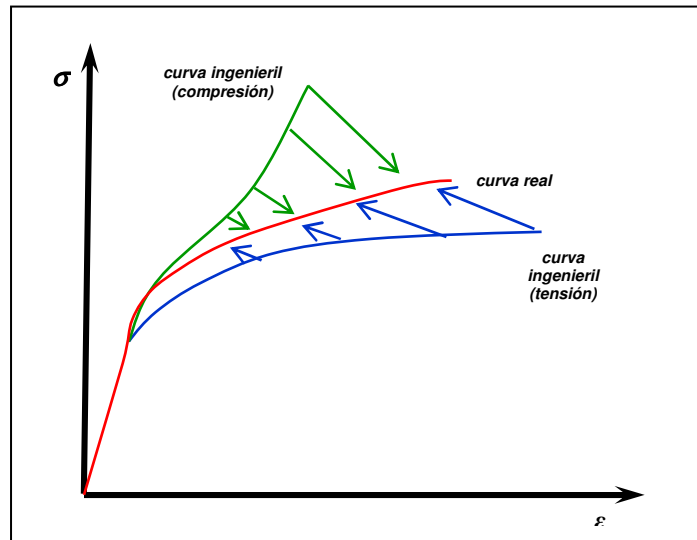


Figura 3.1 Comportamiento de la curva real y la ingenieril

Para muchos metales, incluyendo al aluminio y sus aleaciones, la región uniforme de deformación plástica puede expresarse por la ecuación de Hollomon⁶⁰:

$$\sigma = K\epsilon^n \quad (3.3)$$

donde n y K son el exponente y el coeficiente de endurecimiento por deformación, respectivamente. Un valor alto de n indica una alta resistencia al flujo plástico y por lo tanto los metales que presentan un valor alto de K requieren una fuerza mayor para que ocurra la deformación. El endurecimiento por deformación es una medida de cómo se incrementa la resistencia al flujo plástico a medida que el metal se va deformando. Sin embargo, se han propuesto otras ecuaciones con el objetivo de lograr un mejor ajuste entre las curvas experimentales y las ajustadas. Una de estas ecuaciones es la propuesta por Voce con la cual se logra una mejor predicción de la resistencia mecánica a altos valores de deformación y que está dada por⁷⁰:

$$\sigma = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_0)e^{-C\varepsilon} \quad (3.4)$$

donde σ_s es el esfuerzo en estado estacionario o esfuerzo de saturación, σ_0 es el límite elástico, C es el coeficiente que describe la razón en la cual el esfuerzo a partir de su valor inicial tiende a alcanzar el esfuerzo de saturación; σ y ε son el esfuerzo y la deformación real respectivamente⁷¹.

Otros valores de importancia obtenidos de la curva de fluencia son⁷²:

- Esfuerzo de cedencia: Es el esfuerzo requerido para que las dislocaciones se deslicen, es decir, en este punto se dividen los comportamientos elástico y plástico del material
- Resistencia a la tensión: en materiales dúctiles es la región en donde se comienza a producir un cuello en la probeta
- Módulo de elasticidad: la pendiente de la curva esfuerzo-deformación en la región elástica es el módulo de Young el cual está íntimamente relacionado con la energía de enlace de los átomos además de ser una medida de la rigidez del material. El módulo de Young generalmente es afectado únicamente por la adición de elementos aleantes, tratamientos térmicos o por el trabajo en frío
- Ductilidad: es el grado de deformación que puede soportar un material sin romperse y generalmente se mide por el porcentaje de elongación que sufre el material:

$$\% \text{ elongación} = \frac{L_f - L_0}{L_0} \times 100 \quad (3.5)$$

El comportamiento real en el ensayo de tensión se utiliza para el diseño de los procesos de manufactura en los que el material se deforma plásticamente. Cuando se excede el esfuerzo de cedencia, el material se deforma. Después de

que se empieza el cuello se desarrolla una diferencia significativa entre las curvas real e ingenieril de esfuerzo-deformación⁷³, tal como se mostró en la Figura 3.1.

3.3 Endurecimiento por deformación en frío

El endurecimiento por deformación en frío es el fenómeno en el cual un metal dúctil se endurece y aumenta su resistencia mecánica como resultado de la deformación plástica⁶⁶. Las dislocaciones son necesarias en la deformación de un metal, es decir, el endurecimiento por deformación es el resultado de un incremento en el número de dislocaciones⁷⁴.

La aleación 5154A pertenece a las aleaciones trabajadas que no son tratables térmicamente. El mecanismo de endurecimiento para esta aleación en particular es mediante la deformación. Este tipo de endurecimiento ocurre cuando el esfuerzo aplicado excede el límite elástico y es llamado endurecimiento por trabajo en frío debido a que la deformación plástica ocurre a una temperatura lo suficientemente baja de tal manera que los átomos no pueden reordenarse en otra configuración. El trabajo efectuado por la carga externa se disipa en forma de calor, sin embargo una pequeña porción es retenida por el material en forma de energía almacenada, lo que se traduce en un incremento en la densidad de dislocaciones⁷⁵. Otro factor que influye en el endurecimiento es el contenido de Mg, aunque en menor medida⁷⁶.

A nivel industrial, el trabajo en frío es un proceso de gran importancia porque de manera simultánea se produce la deformación y el endurecimiento de las aleaciones que no se pueden endurecer mediante tratamientos térmicos. El comportamiento del endurecimiento por deformación se puede describir al analizar la pendiente de la curva de fluencia. Las teorías propuestas para comprender el endurecimiento por deformación se basan en modelos que incluyen a las dislocaciones⁷⁷. La pérdida de ductilidad se asocia al movimiento de las dislocaciones mientras que el endurecimiento se debe a que la densidad de dislocaciones aumenta.

Los productos endurecidos por deformación en frío pueden recuperar su condición de recocido “O”, es decir la condición suave y dúctil, mediante el recocido. La Figura 3.2 muestra los cambios en la morfología de los granos de una muestra de aleación 5182 antes y después del recocido a 454 °C por tres horas estudiada por Liu y colaboradores⁷⁸.

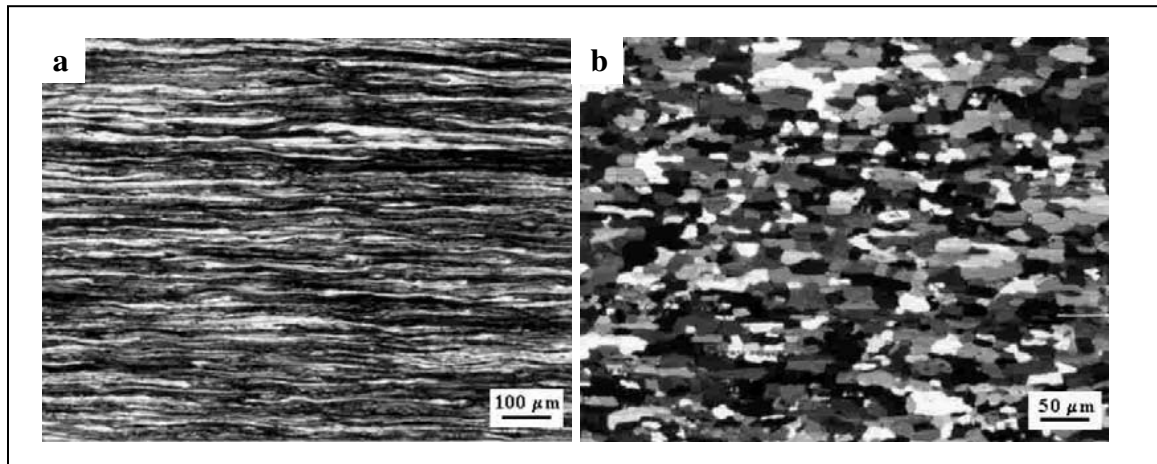


Figura 3.2 a) Granos elongados antes del recocido; b) granos equiaxiales después del recocido⁷⁸

El porcentaje de trabajo en frío indica la cantidad de deformación plástica resultante del procesamiento del material y se expresa por la reducción de área de la sección transversal y se describe mediante la ecuación⁶³:

$$\% \text{ trabajo en frío} = \left(\frac{A_0 - A_f}{A_0} \right) \times 100 \quad (3.6)$$

donde A_0 y A_f es el área de la sección transversal inicial y final, respectivamente, de la muestra metálica sometida a deformación.

A medida que el porcentaje de trabajo en frío se incrementa, los valores de la ductilidad, la conductividad eléctrica y la resistencia a la corrosión disminuyen mientras que el esfuerzo de cedencia y la resistencia a la tensión aumentan.

3.4 Recuperación, recristalización y crecimiento de grano

Como resultado de la deformación en frío, las propiedades mecánicas de un metal se ven modificadas y por lo tanto, también su microestructura. Como se mencionó anteriormente, al interior de la muestra se forma un sistema termodinámicamente inestable que contiene defectos. La Figura 3.3 presenta la microestructura de una muestra de cinta de aluminio de la aleación 5754 sometida a laminado en frío hasta una reducción del 97 %; se pueden observar cómo los granos se han deformado además que se distinguen las bandas de deformación. La imagen muestra el plano normal N- longitudinal L (dirección de laminación)⁷⁹.

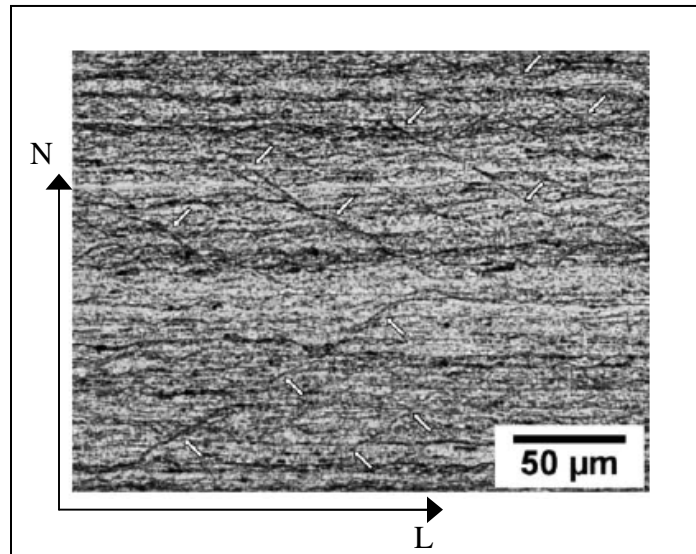


Figura 3.3 Imagen por microscopía óptica de una muestra de cinta de aluminio 5754; las flechas indican las bandas de deformación⁷⁹

Esto induce grandes esfuerzos residuales en el interior del material por lo que se incrementa la resistencia del material a la vez que la ductilidad disminuye. Para que el metal pueda seguir deformándose, es necesario restablecer o recuperar parcial o completamente la microestructura no deformada mediante el recocido, que es un proceso en el que se incrementa la temperatura del material para que el sistema se aproxime a un estado de equilibrio y así sus propiedades antes de la deformación se recuperen gradualmente⁸⁰.

Una parte de la energía causada por la deformación se acumula en la forma de dislocaciones y defectos puntuales después de la deformación en frío, lo que se conoce como energía almacenada por deformación en frío. Durante el recocido algunos procesos pueden ocurrir⁸¹:

1. Se da una gran reducción en el número de defectos puntuales.
2. Las dislocaciones de signo opuesto se atraen y se aniquilan mutuamente.
3. Las dislocaciones se reacomodan en configuraciones de menor energía.
4. Tanto los defectos puntuales como las dislocaciones se absorben por la migración de las fronteras de granos a través del material.
5. Se da una reducción del área de fronteras de grano.

Los efectos causados en los metales trabajados en frío se pueden revertir mediante el proceso de recocido, el cual se puede dividir en tres etapas: recuperación o liberación de esfuerzos, recristalización y crecimiento de grano.

Recuperación. Este fenómeno ocurre a bajas temperaturas o tiempos cortos y su propósito principal es el de liberar los esfuerzos internos causados por el trabajo en frío. Los cambios microestructurales durante la recuperación son relativamente homogéneos y normalmente no afectan las fronteras de grano entre los granos deformados. En la recuperación solamente se restauran parcialmente las propiedades del material debido a que la estructura de dislocaciones no se elimina completamente sino que se llega a un estado metaestable⁸⁰. Se dice que la temperatura máxima a la que puede ocurrir la recuperación es de $0.5T_m$ (donde T_m es el punto de fusión del material) además que este valor depende del tiempo.

La recuperación es producida por el movimiento de las dislocaciones debido a la difusión de vacancias de tal manera que las dislocaciones escalan hacia afuera de sus planos de deslizamiento y tienden a recogerse o refugiarse en arreglos más estables de menor energía, es decir, forman paredes de dislocaciones una sobre la otra.

Recristalización. Si se incrementa la temperatura del material, ocurrirá la nucleación y el crecimiento de granos libres de esfuerzos en la matriz deformada⁸². Estos granos tienen la misma composición y estructura cristalina de los granos originales sin deformar. Durante la recristalización se produce un cambio en la orientación cristalina de una muestra policristalina en conjunto con una liberación de la energía de deformación acumulada que pudo haber sido inducida incluso antes del trabajo en frío⁸³. En la recristalización se recuperan las propiedades del material tal como eran antes de la deformación en frío. A mayor deformación previa del metal, menor será la temperatura necesaria para provocar la recristalización debido a que se cuenta con una mayor energía interna en la red distorsionada además de que existe un mayor número de sitios de nucleación. El tamaño de grano del material recristalizado depende de la razón de nucleación y del subsecuente crecimiento de los granos recristalizados⁸⁴. Una vez que se tiene una estructura recristalizada entonces el crecimiento de grano puede ocurrir. Conforme estos granos crecen, las dislocaciones de la matriz se aniquilan en las fronteras de los recién formados granos. La recristalización depende del tamaño de grano previo, de la severidad de la deformación plástica y de la presencia de átomos en solución o partículas de una segunda fase.

Crecimiento de grano. Como resultado de la recristalización se da la formación y el crecimiento de nuevos granos. Los granos distorsionados y elongados desaparecen y se forman nuevos granos equiaxiales ^(63,85). Los nuevos cristales generalmente aparecen en las porciones con mayor deformación en el material, generalmente en las fronteras de grano y en los planos de deslizamiento.

Los factores que influyen en el tamaño final del grano recrystalizado son:

1. Grado de deformación previa.
2. Tiempo de permanencia a la temperatura de recocido.
3. Temperatura de recocido.
4. Presencia de impurezas.

La Figura 3.4 muestra los cambios que se producen en la forma de los granos y cómo son afectadas las propiedades mecánicas durante las etapas de recuperación, recrystalización y crecimiento de grano.

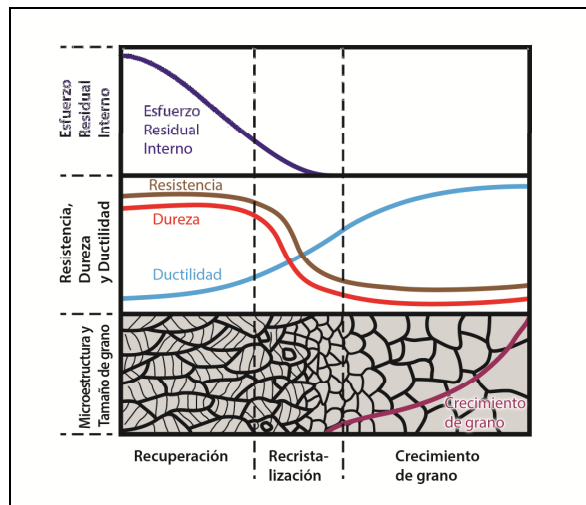


Figura 3.4 Representación esquemática del cambio de la morfología de los granos⁶⁶

3.5 Deformación en frío de alambres mediante el uso del molino

Uno de los métodos de deformación de metales es el de laminación, el cual se lleva a cabo en frío o en caliente. La laminación consiste en hacer pasar entre dos rodillos el material reduciendo así su espesor inicial. Este proceso es una ruta comúnmente usada en la industria metálica debido a su alta eficiencia, alta producción y porque es posible tener un detallado control del producto final. Incluso, se dice que aproximadamente el 80 % de los productos metálicos fueron laminados en alguna etapa de su producción⁸⁶. Productos como partes de avión, latas, utensilios de cocina, etc, provienen de aleaciones que han sido sometidas al laminado. El producto a laminar puede tener la forma inicial de hoja, placa o alambre circular, como es en el caso de la presente investigación. Cuando el producto final es una hoja delgada de espesor menor a 3 mm se le denomina “cinta”⁶⁷.

El equipo básico para el proceso de laminado consiste en unos rodillos, un motor que aplique potencia a los rodillos y regule su velocidad y por último, una estructura que soporte a los rodillos y al motor; este conjunto de partes forman el molino (Figura 3.5).



Figura 3.5 Molino dúo

Se usa el término molino debido a que en su origen se emplearon instalaciones propias de la molienda del trigo. Se dice que el primer molino de laminación fue diseñado por Leonardo da Vinci aproximadamente en 1480⁸⁷. Desde entonces su diseño inicial ha sufrido cambios notables y en años recientes se han usado herramientas de simulación para mejorar el desempeño del molino así como para mejorar la calidad del producto laminado⁸⁸. Una de las clasificaciones de los molinos es la que considera el número de rodillos y de cómo éstos se acomodan (Figura 3.6)⁸⁹:

- Molino dúo. Es el más simple de todos. Se compone de dos rodillos de igual diámetro.
- Molino dúo reversible. Misma configuración que el dúo pero con la diferencia en que éste se puede hacer pasar la pieza hacia adelante y hacia atrás al invertir el sentido de rotación de los rodillos.
- Molino trío. Consiste de dos rodillos con transmisión directa de potencia y un rodillo central el cual se mueve por la fuerza de fricción.
- Molino cuarto. Está conformado por dos rodillos de trabajo de diámetro menor a los dos rodillos de apoyo; los rodillos menores disminuyen considerablemente la potencia requerida para deformar el material además que permiten obtener láminas muy delgadas de gran calidad.
- Molino agrupado. Dos rodillos de trabajo se apoyan por otros rodillos.
- Tren de laminación. Cuando se cuenta con un amplio presupuesto y la cantidad de producción es elevada, es común colocar una serie de molinos que forman un tren de laminación.

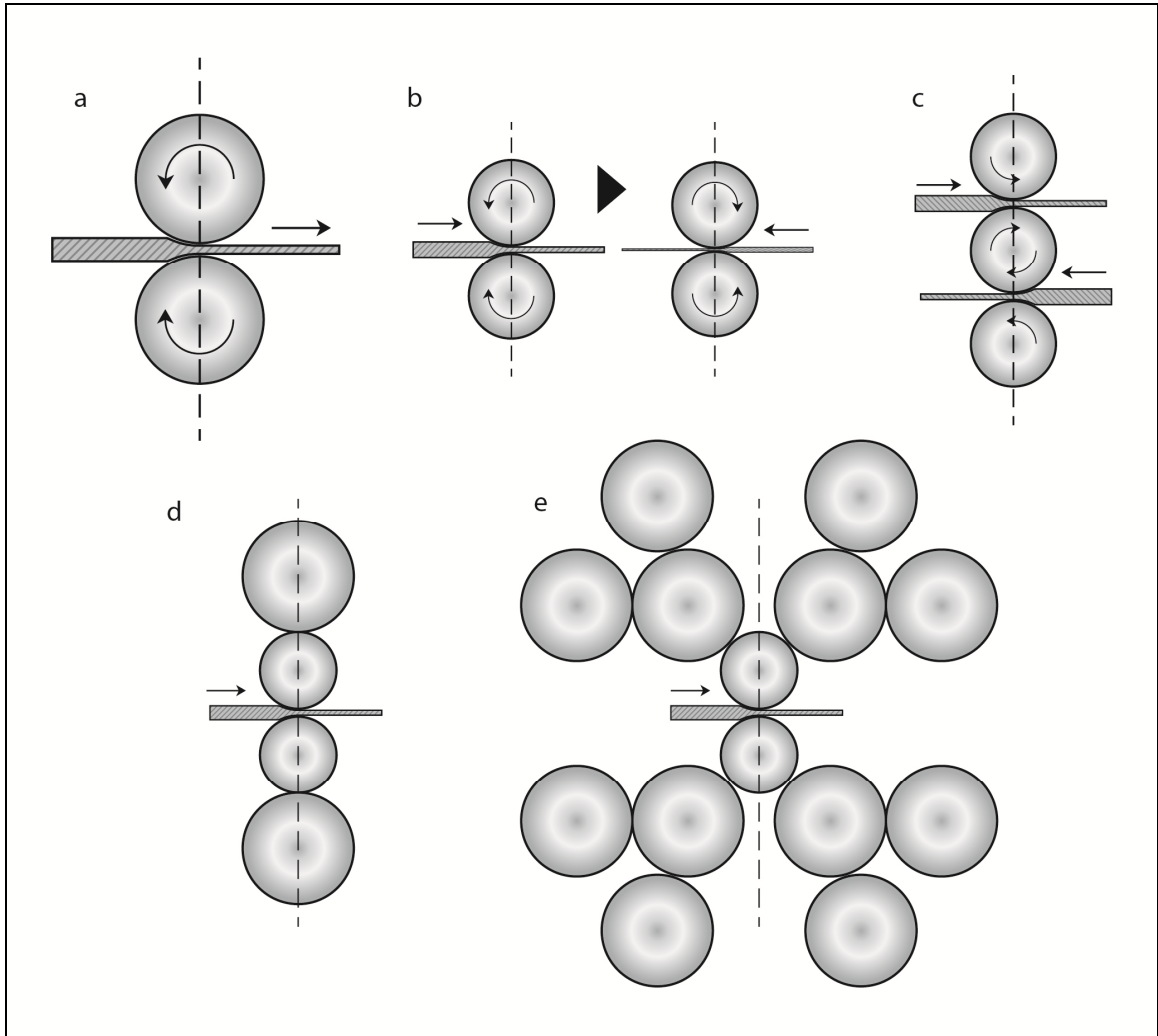


Figura 3.6 Tipos de molinos: (a) dúo simple; (b) dúo reversible; (c) trío; (d) cuarto; (e) agrupado⁸⁹

El término “frío” se relaciona más que nada con la temperatura de recristalización del material que se va a laminar y no al valor de la temperatura a la que se lleva a cabo el proceso. Esto quiere decir que el proceso de laminado se hace a una temperatura menor a la temperatura de recristalización del material y que no existe un valor definido de temperatura que marque la frontera entre frío o caliente, aunque de manera común el laminado en frío se hace a temperatura ambiente.

El principal objetivo del laminado es el de reducir el espesor del producto inicial y de forma ideal no debe ocurrir un ensanchamiento lateral, sino que la reducción en el espesor da como resultado un incremento en la longitud. Desde luego en la práctica esto no ocurre, y cuando un alambre de sección circular es sometido al deformado en frío, además de que se reduce su espesor debido a las fuerzas de compresión aplicadas por los rodillos opuestos entre sí, sus propiedades mecánicas se ven modificadas. En la Figura 3.7 se muestra en la parte superior izquierda la sección transversal del alambre circular con su geometría inicial (W_0 , d_0 , h_0 : ancho inicial, diámetro inicial, altura inicial, respectivamente); en la parte inferior derecha está la forma final obtenida después de la deformación (W_1 , h_1 , b , c : ensanchamiento, altura final, anchura en contacto con los rodillos, radio de curvatura de la orilla, respectivamente). La forma final del producto tiene una forma plana en las partes en contacto con los rodillos y orillas redondeadas en los lados restantes. En teoría, la curvatura en la orilla del alambre aplanado está libre de microgrietas y por lo mismo, esta área presenta una mayor resistencia a la fatiga. La dureza del alambre aplastado varía a lo largo de la anchura debido a mismo proceso de laminado. Un alto coeficiente de fricción, rodillos de gran diámetro y materiales con una alta resistencia a la tensión son factores que darán como resultado un mayor ensanchamiento.

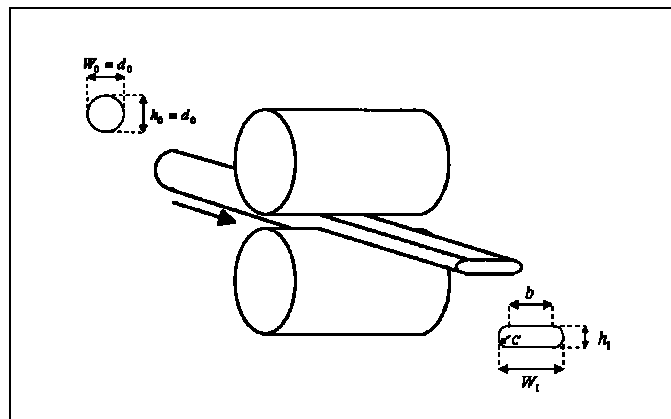


Figura 3.7 Forma inicial y final del alambre después de pasar por los rodillos⁹⁰

En la Figura 3.8 se muestra un esquema del análisis del proceso de laminación de una placa de sección rectangular⁸⁹. El análisis comienza con la suposición de que existe una constancia en el volumen, por lo que se cumple la siguiente relación⁶⁷:

$$b \cdot H_0 \cdot V_0 = b \cdot H \cdot V = b \cdot H_1 \cdot V_1 \quad (3.7)$$

donde b es el ancho de la cinta; H_0 , H y H_1 representan la altura de la cinta en la entrada, en la zona de deformación y en la salida, respectivamente. Si la velocidad de salida V_1 es mayor que la velocidad de entrada V_0 entonces se satisface la ecuación 3.6. Entonces la velocidad de la deformación del material en la dirección del laminado (dirección X) debe incrementarse de la entrada a la salida. Existe un único punto en el cual la velocidad del rodillo V_R es igual a la velocidad de la cinta. Este punto se conoce como punto neutro (N) y es donde ocurre la presión máxima. La fuerza de fricción (τ) en el lado de entrada del punto neutro es la encargada de permitir la entrada del material hacia los rodillos; de manera contraria, es decir, en el otro lado del punto neutro se opone a la salida del material. El ángulo formado entre el plano de entrada y la línea central de los rodillos (α) se conoce como ángulo de contacto.

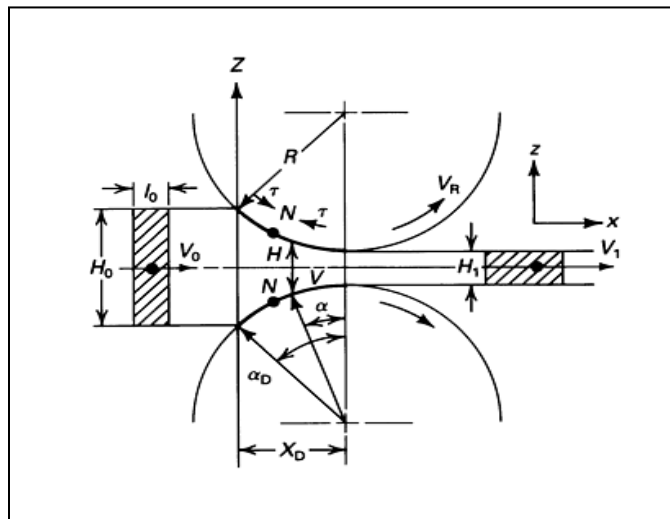


Figura 3.8 Componentes presentes durante el proceso de laminación³⁹

Como se mencionó anteriormente, ocurre un ensanchamiento lateral y éste se debe a la respuesta a la resistencia a fluir de cada material. Existen diferentes factores que influyen en la resistencia a fluir de un material:

- Coeficiente de fricción entre el alambre y los rodillos.
- Material del alambre.
- El acabado de los rodillos.
- Recubrimiento del alambre (si es el caso).
- Diámetro de los rodillos.
- Resistencia a la tensión del material.
- Tensión de entrada y salida del alambre.

Un alto coeficiente de fricción, rodillos de gran diámetro y materiales con una alta resistencia a la tensión son factores que darán como resultado un mayor ensanchamiento⁴⁰.

Para poder manipular y deformar un alambre y al final obtener propiedades mecánicas, físicas y metalúrgicas homogéneas, es de gran importancia entender el comportamiento del material sometido a deformación. Los cambios microestructurales asociados al proceso de laminado y a los tratamientos térmicos realizados son controlados para manipular las propiedades y características del producto final⁶⁷. El laminado puede darse en un único paso o éste se puede repetir las veces que sean necesarias hasta alcanzar la forma y las dimensiones finales deseadas. En cada paso el material se vuelve más y más duro por lo que es necesario, en algún determinado momento, recocerlo

para que recupere la ductilidad antes de volver a ser laminado. A mayor reducción en el espesor se obtiene un incremento en el número de sitios de nucleación en la recrystalización y por lo tanto, un tamaño de grano recrystalizado mas fino⁸⁴. Si el proceso se hiciera en caliente cualquier endurecimiento producido por la deformación plástica sería inmediatamente eliminado por efecto de la temperatura mediante el proceso propio de la recrystalización, como se mostró en la Figura 3.4. Para reducir el efecto de la fricción se aplica lubricante entre los rodillos o éste se puede rociar directamente sobre el alambre. La fricción provoca un aumento en la temperatura interna del material, por esto es importante el uso del lubricante. Con el objetivo de reducir el ensanchamiento lateral Carlsson *et al.* propusieron aplicar tensión en la entrada y en la salida del alambre⁹¹. Algunos parámetros que influyen en el laminado de alambres son el coeficiente de fricción, las propiedades mecánicas del alambre, la fuerza aplicada por los rodillos, la velocidad de los rodillos, el diámetro de los rodillos, entre otros. Kazeminezhad y colaboradores⁹² propusieron la siguiente relación entre el área de contacto entre los rodillos y el alambre (b) y la altura de éste antes y después del laminado:

$$b = \sqrt{2h_0\Delta h} \quad (3.8)$$

Los mismos autores propusieron una relación para evaluar el ensanchamiento lateral:

$$\frac{W_1}{W_0} = 1.02 \left(\frac{h_0}{h_1} \right)^{0.45} \quad (3.9)$$

para aceros al bajo y alto carbón que estudiaron. Además ellos concluyeron que el uso de lubricantes durante el proceso de laminado tiene un efecto mínimo en el ensanchamiento lateral⁹³.

Carlsson e Iankov⁹⁴ investigaron los efectos de fricción y el efecto de tensión de entrada y salida del alambre sobre la distribución de la presión de contacto y sobre el ensanchamiento lateral del alambre en la laminación de alambres de sección circular.

Algunas ventajas de la deformación en frío usando molinos son:

- Mejores acabados superficiales que en el laminado en caliente debido a que no se forma la capa de óxido por efecto de la temperatura.
- Mayores precisiones, tolerancias más estrechas que el laminado en caliente.
- Direccionalidad de las propiedades mecánicas.
- Ahorro de energía.
- Altas velocidades de producción.
- De manera simultánea se puede endurecer el metal y obtener la forma final deseada.
- Es un proceso relativamente económico en el que se pueden producir un gran número de piezas.

Al igual que otros procesos metálicos, el producto final puede exhibir algunos defectos mecánicos, por lo que es de gran importancia controlar todas las variables involucradas. Los defectos más comunes en el laminado de cintas metálicas son las fisuras en las orillas, defectos de superficies, torcedura a lo largo de la cinta, entre otros⁹⁵. La reducción obtenida en cada paso debe controlarse de tal manera que el equipo utilizado a su máxima capacidad no sea sobrecargado, a la vez que se minimiza el desgaste de los rodillos. Es por esto

que el conocimiento del comportamiento del metal durante el laminado es de suma importancia si se desean determinar las condiciones óptimas de producción y alcanzar las propiedades finales requeridas.

3.6 Textura

Muchas de las propiedades físicas y mecánicas de los cristales son anisotrópicas y por lo tanto, las propiedades de los agregados policristalinos dependerán de que si los granos individuales o subgranos que componen el total de la muestra estén orientados aleatoriamente o de que muestren una tendencia hacia una orientación cristalográfica preferencial. La suma de las orientaciones cristalográficas de los cristalitos contenidos en un agregado policristalino es lo que se denomina como textura⁹⁶.

Algunos métodos de procesamiento se diseñan de tal manera que se produzca una orientación preferencial. Ejemplos de las propiedades físicas que se ven influenciadas por la textura son el módulo de Young, la plasticidad, la susceptibilidad magnética, la conductividad eléctrica, la piezoelectricidad, la difusión, entre otras⁹⁷. Así mismo es necesario cuantificar el efecto de la textura en dichas propiedades para poder optimizar el desarrollo, el procesamiento y la aplicación de los materiales con textura⁹⁷.

Dentro del análisis de textura se distinguen dos términos comúnmente usados: *microtextura* que se relaciona con la estadística de las orientaciones de los granos y la *macrotextura* que representa el valor promedio obtenido de diferentes granos.

La textura en los metales puede originarse o verse afectada por fenómenos como: solidificación, recristalización o crecimiento de grano, deformación, transformaciones de fase, composición química o por tratamientos térmicos^{98,99}.

Con respecto a los productos obtenidos por laminación en frío, el proceso introduce una severa deformación la cual se refleja en la textura del material. Es decir, la formación de textura se debe a la rotación de la red cristalina durante la deformación¹⁰⁰. A su vez, la textura está relacionada con las dislocaciones. Las

dislocaciones juegan un papel importante en el desempeño de un metal: mejoran significativamente su ductilidad a la vez que lo debilitan. El término dislocaciones se refiere a que en una red cristalina los átomos están desviados de la posición que ocuparían en un cristal perfecto y se clasifican en dos tipos (Figura 3.9)¹⁰¹:

- a. Dislocaciones de borde; se crean al introducir un medio plano extra de átomos en la estructura cristalina
- b. Dislocaciones de tornillo; ocurren cuando un extremo del cristal es sometido a un esfuerzo cortante y éste se mueve una distancia interplanar mientras que el otro extremo mantiene su posición inicial.

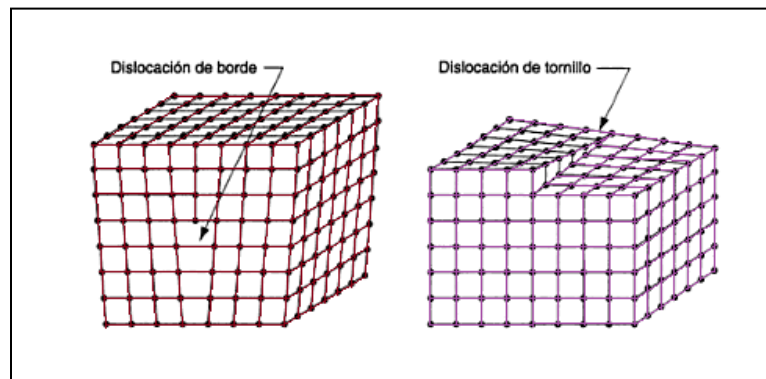


Figura 3.9 Representación de los tipos de dislocaciones¹⁰¹

Las dislocaciones se mueven por deslizamiento o trepando. Además de moverse, las dislocaciones interactúan entre sí en el interior de la microestructura, lo cual permite que los metales se puedan deformar. Cuando los metales se deforman debido al movimiento de las dislocaciones, éstas se van topando con barreras; un material mas resistente presenta mayor número de barreras.

Si un gran número de dislocaciones se mueve en sucesión, la deformación acumulada se hace visible, dando como resultado una deformación plástica macroscópica. Las dislocaciones son influenciadas por la presencia de otras dislocaciones e interactúan unas con otras; sin embargo, no se mueven con el mismo grado de facilidad en todos los planos cristalográficos ni en todas las direcciones cristalográficas. Existen planos preferenciales y en estos planos existen direcciones específicas a lo largo de las cuales el movimiento de dislocaciones puede ocurrir, llamados planos de deslizamiento; la dirección del movimiento se conoce como dirección de deslizamiento. La combinación de un plano de deslizamiento y una dirección de deslizamiento forman un sistema de deslizamiento. Para una estructura cristalina particular, el plano de deslizamiento es aquel plano que tiene el empaquetamiento atómico más denso, es decir, el que tiene la más alta densidad lineal. Se denomina textura por deformación cuando la orientación de los cristales sigue la misma dirección que el sistema de deslizamiento⁶⁸. Si después de la deformación, el metal pasa por un tratamiento de recristalización, la nucleación estará influenciada por la orientación en la microestructura, lo que se conoce como textura por recristalización⁹⁶. Una vez que se tiene información acerca de la textura se pueden desarrollar modelos que sean capaces de predecir el endurecimiento por deformación y el comportamiento de recristalización de una cierta aleación después de la deformación.

Los metales con estructura FCC como el aluminio, tienen 4 planos (111) con tres direcciones [110] cada uno, por lo tanto existen 12 posibles sistemas de deslizamiento (111)/[110] en los que ocurrirá más favorablemente el movimiento de dislocaciones, tal como se representa en la Figura 3.10¹⁰².

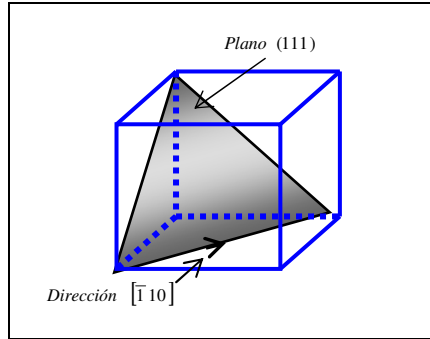


Figura 3.10 Plano y dirección de deslizamiento preferencial en una estructura FCC¹⁰²

Se necesita un determinado número de sistemas de deslizamiento para que pueda ocurrir la deformación plástica en materiales policristalinos. A mayor concentración de sistemas de deslizamiento, mayor será la capacidad de un material en deformarse. Es por eso que los metales con estructura FCC son capaces de soportar deformación plástica desde moderada hasta severa aun incluso a temperaturas que se acercan al cero absoluto.

Hoy en día es recurrente el uso de dos técnicas experimentales para determinar la orientación preferencial:

- a. difracción de rayos X o neutrones
- b. difracción de electrones retrodispersados

Esta última es la técnica utilizada en esta investigación y será detallada en una sección posterior en este mismo Capítulo. Otra técnica que también se usa en el análisis de textura de materiales es la radiación de sincrotrón cuya energía puede ser mayor a 60 keV, lo cual permite realizar un análisis de muy alta resolución¹⁰³. Además están las técnicas que se auxilian de alguna propiedad del material que es anisotrópica. Por ejemplo, el análisis de textura por mediciones ultrasónicas se basa en la anisotropía de la velocidad ultrasónica, es decir, en el hecho de que las ondas ultrasónicas se propagan a diferentes velocidades en diferentes direcciones cristalográficas¹⁰⁴. Otra opción es el método óptico en donde la anisotropía de los cristales se estudia auxiliándose de

un microscopio de luz polarizada en el cual el color y la intensidad de la luz reflejada o transmitida son dependientes de la orientación cristalográfica.

No obstante, en la elección de la técnica a usar se deben considerar la disponibilidad del equipo, el material a ser analizado así como la experiencia del usuario. Johansson y colaboradores compararon la textura de una lámina de aluminio deformada en frío mediante difracción de electrones retrodispersados y difracción de neutrones¹⁰⁵. Los resultados mostraron que ambas técnicas proporcionan mediciones muy similares, sin embargo es más complicado tener acceso a un difractómetro de neutrones, por lo que la difracción de electrones retrodispersados presenta ventaja respecto a este punto.

Los resultados del análisis de textura pueden ser presentados en diferentes formatos. Las figuras de polo, la función de distribución de orientaciones y las figuras inversas de polo son los esquemas comúnmente usados en la literatura para dar a conocer la textura del material analizado. En la Figura 3.11 se observa la representación de la textura inicial de dos muestras de aluminio del trabajo de Pérez-Bergquist y coautores¹⁰⁶. Se muestra el mapa de orientaciones, la figura de polos y la figura inversa de polos.

Si en el análisis se encuentra que los polos resultantes están distribuidos uniformemente sobre toda el área de proyección se concluye que no existe una orientación preferencial, es decir, la muestra tiene una textura aleatoria. Sin embargo, para el caso de los metales es más común que presenten una orientación preferencial, sobretodo si éstos han pasado por un proceso de deformación.

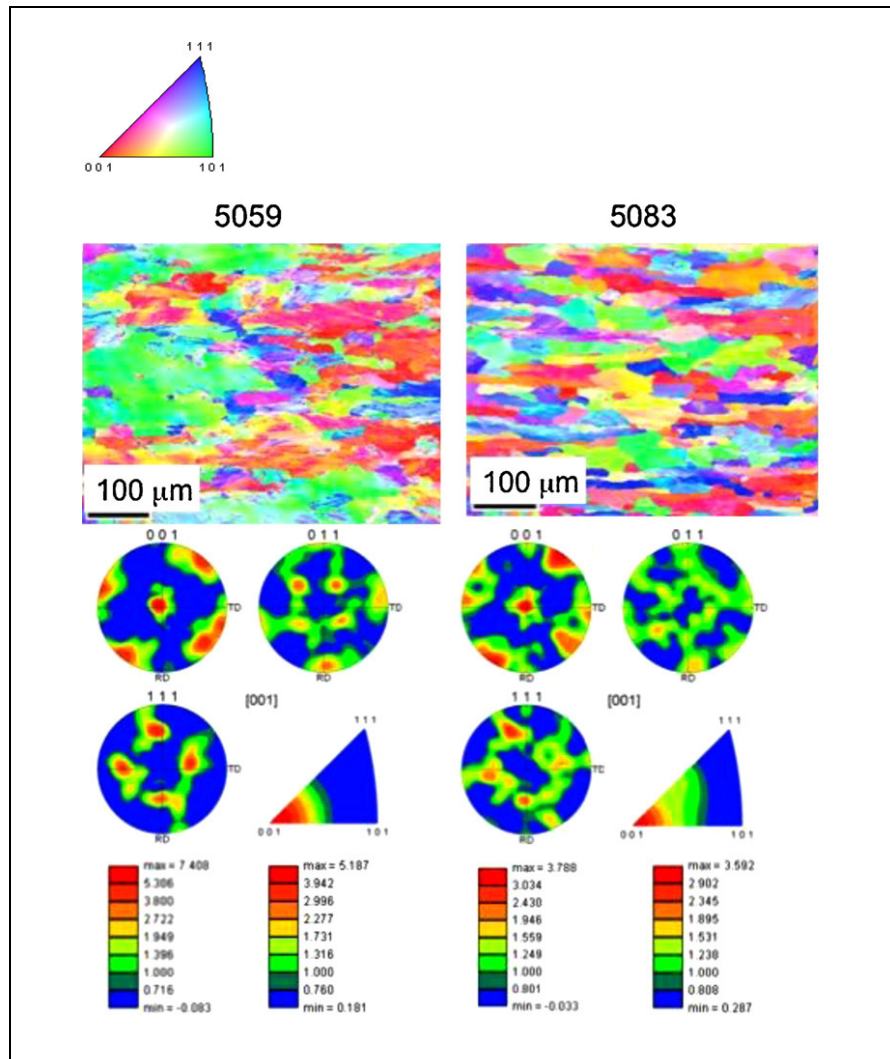


Figura 3.11 Representación de los resultados de la textura inicial de dos muestras de aluminio¹⁰⁶

En el análisis cuantitativo de la textura se necesita relacionar el sistema coordinado de la muestra con el del cristal. En una red cristalina, la dirección de cualquier punto puede ser descrita con lo que se conoce como índices de la dirección de línea $\langle uvw \rangle$. En la Figura 3.12 los puntos **P** y **Q** tienen coordenadas $(\frac{1}{2}, 1, 0)$ y $(1, \frac{1}{2}, \frac{1}{2})$ respectivamente con respecto al origen. Sus correspondientes direcciones se representan como $[1, 2, 0]$ y $[2, 1, 1]$ ya que en esta nomenclatura solo se incluyen números enteros. Las direcciones relacionadas por simetría son llamadas direcciones de una forma y un conjunto de estas direcciones se representa con $\langle uvw \rangle$ ¹⁰⁷.

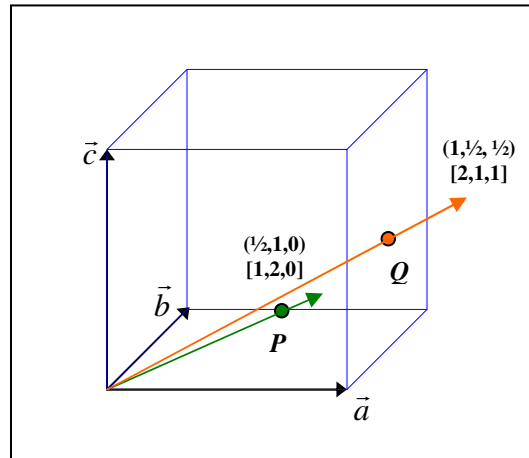


Figura 3.12 Índices de direcciones para los puntos P y Q con coordenadas $(\frac{1}{2}, 1, 0)$ y $(1, \frac{1}{2}, \frac{1}{2})$, respectivamente

La orientación de los planos en una red cristalina también puede ser representada simbólicamente. Los índices de Miller dados por (hkl) son la notación mas comúnmente usada para dicha representación y representan la orientación de un plano o un conjunto de planos paralelos en la red cristalina. Los índices de Miller se determinan por la intersección del plano con los ejes de la red cristalina.

En la representación de la textura se considera la nomenclatura de orientación ideal $[hkl] \langle uvw \rangle$ y comúnmente se acompaña de una *figura de polo*, que es una proyección bidimensional que representa la probabilidad de encontrar el polo de un plano $[hkl]$ en una cierta dirección. En el caso de una muestra laminada, el sistema incluye las direcciones de laminado, transversal y normal, denotadas por RD, TD y ND respectivamente por sus siglas en inglés. De manera común, $[hkl]$ es paralelo al plano de laminación y $\langle uvw \rangle$ es paralela a la dirección del laminado.

Análisis de textura por difracción de electrones electrodispersados (EBSD)

La difracción por electrones retrodispersados, (EBSD, por sus siglas en inglés y nomenclatura que se usará de aquí en adelante) es una técnica basada en la microscopía electrónica de barrido (MEB) y en los últimos años ha sido una de las técnicas usadas en la determinación de la microtextura. Con esta técnica se puede analizar cualquier material en el área de ciencias de materiales, microelectrónica e incluso, en ciencias de la tierra, con la única condición de que la muestra sea cristalina¹⁰⁸.

La información que proporciona la técnica EBSD incluye la distribución de las fases presentes; cuando el análisis se auxilia de la técnica energía dispersiva de rayos X (EDS, por sus siglas en inglés) se pueden identificar las fases. Además se puede conocer el tamaño de grano, las características de la frontera de grano, la orientación tridimensional de la red cristalina, la fracción recrystalizada y la fracción deformada.

En la técnica por EBSD, la difracción ocurre de la interacción entre los electrones retrodispersados y los planos de la red cristalina de la superficie de la muestra. Cuando se inclina la muestra a ángulos de aproximadamente 70 °, una mayor proporción de electrones son difractados y después éstos escapan hacia el detector.

Los patrones de Kikuchi se relacionan con el material de estudio de la siguiente manera¹⁰⁹:

- El patrón obtenido refleja la simetría del reticulado cristalino.
- El ancho y la intensidad de las bandas están directamente relacionados con el espaciamiento atómico de los planos cristalinos.

- Los ángulos entre las bandas están directamente relacionados con los ángulos entre los planos del reticulado cristalino

Para un análisis cuantitativo de textura, es necesario recolectar información de un considerable número de orientaciones de granos individuales. Es por esto que el uso de programas avanzados y computadoras eficientes ha permitido simplificar el análisis y el manejo de los datos experimentales.

Ventajas y limitaciones de la técnica

Algunas de las ventajas que se pueden mencionar acerca de la técnica por EBSD son una alta resolución espacial, rapidez en la obtención de datos, su habilidad de representar la textura y la distribución de fronteras de grano tanto visualmente como cuantitativamente mediante un mapa de orientación y además es una alternativa a la medición de figuras de polo por rayos X debido a que se evitan situaciones como la de efectos de un mal enfoque o la de la inconsistencia de datos como consecuencia de inclinar la muestra a ángulos muy pronunciados¹⁰⁸.

Con respecto a las limitaciones, se mencionó anteriormente que la técnica no puede analizar materiales amorfos. Tampoco es posible obtener información volumétrica del material debido a que se trata de una técnica superficial. Si la muestra no ha sido preparada correctamente o si tiene un recubrimiento mayor a los 10 nm de espesor entonces no se puede usar esta técnica. Para hacer una correcta distinción entre fases de estructura cristalina similar es imperativo auxiliarse con la técnica por EDS.

Análisis de textura por difracción de rayos X

En el análisis de la textura por difracción de rayos X (DRX), se mide la variación de la intensidad que proviene de un plano difractado mientras la muestra se mueve en diferentes orientaciones hasta completar la figura de polo, en la cual el contorno indica los niveles de intensidad como una función de la orientación de la muestra.

En esta técnica, un haz de rayos X es difractado por un cristal siempre y cuando se cumpla la Ley de Bragg, que se expresa como⁹⁷:

$$\lambda = 2d \sin \theta \quad (3.10)$$

donde λ es la longitud de onda del haz incidente, θ es el ángulo entre los planos incidentes y difractados, conocido como ángulo de Bragg y d es la distancia interplanar.

Cuando una radiación de longitud de onda λ se hace incidir sobre un cristal, se produce una excitación de los electrones; éstos difunden la energía en ondas de igual frecuencia y longitud de onda que el haz original. La superposición de ondas difundidas es lo que da lugar a la difracción haciendo que las ondas generadas por cada átomo interfieran entre sí intensificándose en ciertas direcciones y anulándose en otras dependiendo si las ondas difractadas están o no en fase.

La Figura 3.13 muestra un esquema de la interacción entre un haz incidente de longitud de onda λ y los átomos en los planos de una red cristalina que están separados una distancia d . Para el plano A, los haces 1 y $1a$ golpean los átomos K y P , respectivamente. Debido a la colisión, los haces incidentes son dispersados en todas las direcciones. Solo para algunas direcciones, los haces difractados se encuentran en fase ($1'$ y $1a'$).

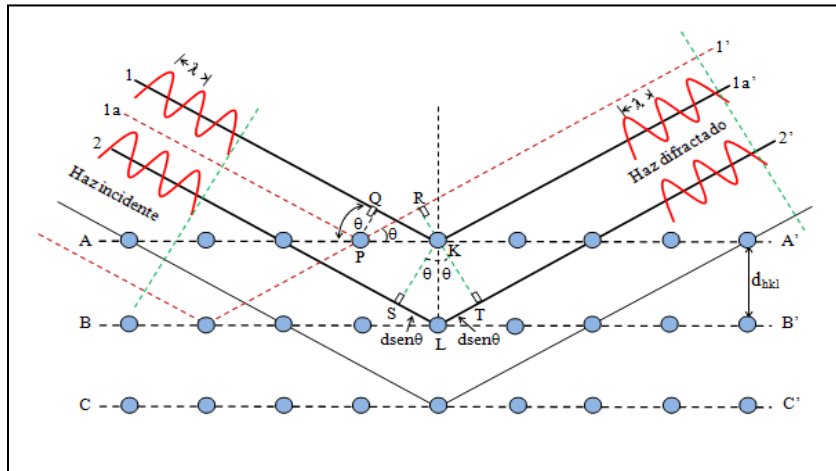


Figura 3.13 Difracción de Bragg de un haz de rayos X en planos de la red cristalina¹¹⁰

La importancia de la Ley de Bragg en el análisis de textura radica en que se puede identificar los planos de la red cristalina a partir de las mediciones de los ángulos de Bragg en los que el haz incidente es refractado. La distancia interplanar depende de los parámetros de red y de los índices de los planos en cuestión. Si los índices de Miller de una familia de planos son hkl , entonces la distancia interplanar para dicha familia en un cristal con estructura cristalina cúbica con una constante de red a , está dada por⁹⁷:

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (3.11)$$

Para los materiales con estructura cristalina FCC, se produce reflexión cuando los índices de Miller h , k , y l de los planos de la red cristalina son todos números pares o impares, es decir, 111, 200, 220, 311, etcétera¹⁰⁸. Si se conoce la estructura cristalina del material analizado, entonces es posible asignar índices a los diagramas de difracción y en función de la intensidad de los picos de difracción se puede determinar la textura de la muestra. Es decir, las intensidades relativas de los picos de difracción en un patrón convencional de rayos X son usadas como indicadores de la textura en un cristal. Un pico que es más intenso que el resto de los demás se relaciona con la dirección de la

orientación preferencial que es normal al plano de difracción para dicho pico. El grado de textura se indica por el ancho total en el punto medio del pico (FWHM, por sus siglas en inglés).

Algunas veces se utilizan ambas técnicas (EBSD y DRX) como complementarias para obtener un mejor entendimiento acerca de la textura. En la Tabla 3.1 se muestra una comparación entre las mediciones de la textura por DRX y EBSD¹¹¹.

Tabla 3.1 Comparativo entre dos técnicas de obtención de la textura de un metal¹¹¹

DRX	EBSD
<p>Características</p> <ul style="list-style-type: none"> ▪ Gran profundidad de penetración (5 μm) ▪ Resolución espacial desde 25 μm hasta 1 mm 	<p>Características</p> <ul style="list-style-type: none"> ▪ Poca profundidad de penetración (20 nm) ▪ Resolución espacial de decenas de nanómetros en FEG SEM
<p>Ventajas</p> <ul style="list-style-type: none"> ▪ Técnica bastante conocida ▪ Relativa gran área analizada en un simple escaneo, comúnmente 10 mm² ▪ Un gran número de granos pueden ser analizados en un solo experimento ▪ Pueden examinarse muestras macroscópicas 	<p>Ventajas</p> <ul style="list-style-type: none"> ▪ Es posible hacer el cálculo directo de la función de distribución de orientación ▪ Resolución espacial inmejorable ▪ Se puede medir textura de áreas microscópicas ▪ Se puede relacionar la microestructura con la textura ▪ Se pueden medir otros parámetros microestructurales como el tamaño de grano ▪ Fácil medición de textura de materiales de dos fases ▪ Se pueden hacer mediciones a lo largo del espesor de la muestra

<p>Desventajas</p> <ul style="list-style-type: none"> ▪ Los cálculos de la función de distribución de orientación a partir de las figuras de polo son complejos y pueden conducir a información errónea ▪ Pobre resolución espacial ▪ Dificultad en relacionar textura con microestructura 	<p>Desventajas</p> <ul style="list-style-type: none"> ▪ Se requiere de un microscopio electrónico de barrido relativamente costoso ▪ Las muestras deben ser pequeñas ▪ Puede no ser útil en muestras altamente deformadas ▪ No útil con algunas muestras (polímeros, fármacos) ▪ Puede requerir de una tediosa preparación de la muestra ▪ Puede calcular erróneamente la textura de granos altamente deformados o de granos donde operan los sistemas de deslizamiento particular ▪ No es práctica para mediciones de textura de materiales con granos grandes
<p>Tiempo de adquisición</p> <ul style="list-style-type: none"> ▪ 30-60 min por cada figura de polo ▪ Se requieren 3-4 figuras de polo para estructuras cúbicas y 5-6 para simetrías menores para conocer la función de distribución de orientación 	<p>Tiempo de adquisición</p> <ul style="list-style-type: none"> ▪ Se requiere unas mil mediciones de granos individuales para obtener datos comparables con los de DRX. Las orientaciones cristalográficas pueden medirse entre 50 y 100 orientaciones por segundo de tal manera que dicha cantidad de información se puede obtener en aproximadamente 30 min ▪

Para el presente trabajo de Tesis, se seleccionó la técnica por EBSD para analizar la textura de deformación de la aleación estudiada debido a que es la técnica a la que se tiene acceso.

Textura en aleaciones de aluminio

La evolución en la orientación preferencial en aleaciones de aluminio sometidas a laminación ha sido ampliamente investigada por investigadores como W.C. Liu⁶⁴, F. J. Humphreys¹¹², J. Z. Chen¹¹³ entre otros, debido a que la textura es uno de los principales factores responsables de la anisotropía mecánica en placas y láminas de aluminio.

La textura de metales laminados con estructura FCC está influenciada principalmente por dos fibras: la α y la β , pero mayoritariamente por la fibra β . La Tabla 3.2 muestra los componentes de textura encontrados en metales con estructura FCC que han sido laminados; además de los índices de Miller y los ángulos de Euler⁹⁶.

Tabla 3.2 Componentes de textura en metales FCC⁹⁶

Componente (Símbolo)	{hkl}	<uvw>	ϕ_1	Φ	ϕ_2
Cobre (Cu)	112	111	90	35	45
S	123	634	59	37	63
Goss (G)	011	100	0	45	90
Latón (Bs)	011	211	35	45	90
Dillamore (D)	4,4,11	11,11,8	90	27	45
Cúbica (C)	001	100	0	0	0

Para el caso de aleaciones de aluminio, uno de los propósitos de estudiar la textura y la microestructura es que la información obtenida permite desarrollar modelos que ayudan a predecir ciertos eventos, como por ejemplo el endurecimiento por deformación y las propiedades del material después del recocido.

Pérez-Bergquist y colaboradores utilizaron esta técnica en el estudio de la respuesta mecánica bajo compresión y esfuerzo cortante, así como la evolución de la microestructura en las aleaciones 5083, 5059 y 7039¹⁰⁶ (Figura 3.7). La

evidencia determinada por EBSD de las muestras deformadas determinó que no existió una formación de bandas de corte en ninguna de estas aleaciones y que la microestructura encontrada correspondía a las etapas tempranas de una recrystalización inducida mecánicamente. Además, se puntualiza la dependencia entre el incremento en la velocidad de deformación o la deformación y la posible formación completa de una banda cortante que podría generar una falla prematura en el material.

Algunos investigadores se han enfocado a estudiar la textura a lo largo del espesor de una muestra. Chen y colaboradores usaron la técnica EBSD para hacer su análisis sobre este tema en una muestra de la aleación 7055¹¹³. Ellos encontraron que en el centro de sus muestras, la textura dominante correspondía a la fibra β , mientras que en las zonas cercanas a la superficie, las orientaciones corresponden a las texturas cortantes, tal como se muestra en la Figura 3.14 Estos cambios en la textura lo atribuyeron al que el proceso de laminación no es del todo homogéneo; además concluyen que el proceso de recrystalización también puede ser un causante del gradiente en la textura.

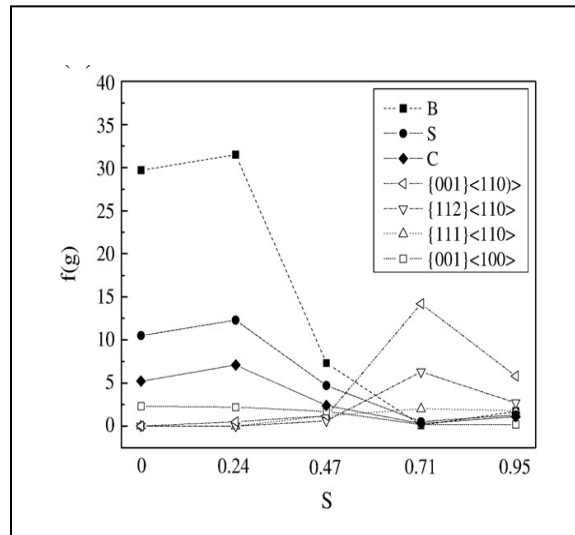


Figura 3.14 Máxima intensidad de los componentes principales a lo largo del espesor de la placa, donde el valor de $S=0$ representa el centro de la muestra y $S=0.95$ la orilla de la placa¹¹³

En el trabajo dirigido por Yu-xuan, se reportó el comportamiento de recristalización a 300 °C de una placa de aluminio de alta pureza sometida a laminado en frío¹¹⁴. Ellos concluyeron que la fracción de los granos con orientación cúbica se incrementa cuando el tiempo de recocido se aumenta.

Jazaeri y colaboradores investigaron los efectos del tamaño de grano inicial y de las partículas de fases secundarias sobre la microestructura como resultado del laminado en frío y el subsecuente comportamiento de recocido en diferentes aleaciones de aluminio¹¹². Ellos concluyeron que el tamaño inicial del grano no tiene una influencia significativa en el desarrollo de la textura. Además encontraron que las partículas correspondientes a las fases secundarias se localizan de una forma aleatoria en la textura de deformación.

Se ha podido observar que en aleaciones de aluminio sometidas a laminación, las orientaciones rotan hacia la fibra β , la cual empieza en la orientación B 110 112, pasa por la orientación S 123 634 y termina en la orientación C 112 111. A medida que la reducción de laminación se incrementa, se reduce la fracción volumétrica de las componentes cúbica, cúbica rotada, Goss rotada y de las componentes restantes, a la vez que la fracción volumétrica de la fibra β se incrementa. Al principio, la fracción volumétrica de la componente Goss se incrementa al aumentar la reducción; después esta componente tiende a desaparecer. Se ha podido observar que la composición inicial, la textura inicial y la microestructura afectan la evolución de la textura durante el proceso de laminado, lo que conduce a diferentes grados de la fibra β y diferentes intensidades en la distribución de orientaciones a lo largo de la fibra β ¹⁸.

El proceso de laminado convencional es apto o adecuado para la fabricación a gran escala de diferentes productos y es una técnica que permite controlar su textura. La textura de los metales con estructura FCC producida por el proceso de laminado en frío esta generalmente dominada por los componentes que pertenecen a la fibra β ¹¹⁵. En materiales que han sido deformados por un único

proceso, la intensidad de la textura de deformación se incrementa gradualmente con la cantidad de deformación¹¹⁶.

Capítulo 4

Procedimiento Experimental

Para lograr el objetivo de esta Tesis, es decir, conocer el comportamiento de la aleación 5154A se realizaron ensayos de compresión lateral y laminado de alambres de sección circular. Para la completa caracterización del material se utilizaron las siguientes técnicas de caracterización: análisis químico, microscopía óptica con luz polarizada, calorimetría diferencial, difracción por electrones electrodispersados, ensayos de tensión y compresión. Por lo tanto, el presente Capítulo describe cada uno de los ensayos realizados durante la etapa experimental de este trabajo de investigación. También se detallan los procedimientos de preparación de las muestras para las diferentes técnicas de caracterización.

4.1 Laminación del alambrón

El diámetro inicial del alambrón tal y como se recibió del proveedor es de 9.5 mm. La primera técnica de caracterización que se usó fue el análisis químico usando espectrometría de emisión óptica por chispa para determinar la composición exacta de la aleación que se está estudiando. El análisis se realizó sobre una muestra de alambrón de superficie plana y pulida en un Spectrolab.

Para conocer el comportamiento del material durante la deformación, este trabajo de investigación comenzó con la compresión lateral o aplastamiento de muestras cilíndricas de diferentes longitudes: 1, 2, 4 y 8 cm y de 9.5 mm de diámetro. Se utilizó una máquina de ensayos universales Tinius Olsen Modelo H50KT. La velocidad del cabezal fue de 5 mm/min y ésta se mantuvo constante durante los ensayos. Durante el ensayo, se tomó una muestra y se comprimió por 3 mm. Cabe mencionar que todas las muestras estaban cubiertas con una película de PTFE (Teflón) que sirvió como lubricante. Después de la compresión se retiró la cinta de Teflón y luego se midió el cambio de dimensiones con un vernier. Se usará la nomenclatura b , h y w para identificar las dimensiones correspondientes al ancho (en contacto con los rodillos), altura de la muestra comprimida y ancho total de la muestra, respectivamente tal como se observa en la Figura 4.1. La muestra se volvió a recubrir con la cinta y se sometió a una segunda compresión de 3 mm. El proceso de medición se repitió y se registraron las nuevas medidas de las muestras. Por último, se hizo una tercera compresión y se tomaron las nuevas dimensiones.

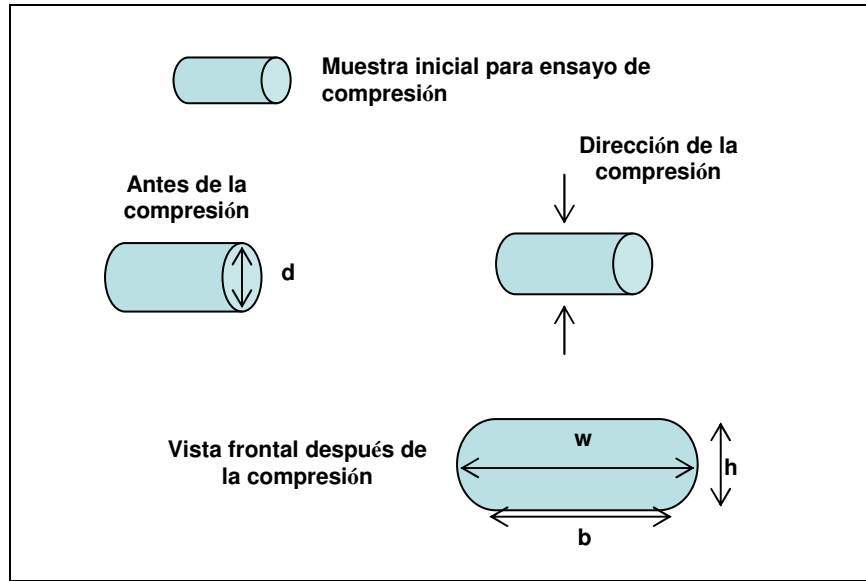


Figura 4.1 Representación del ensayo de compresión lateral

En el siguiente ensayo se tomaron unas muestras de 4 cm de longitud y se les sometió a la compresión lateral por tres veces consecutivas tal como en el ejercicio anterior. Después, las muestras se llevaron a un recocido a 370 °C por una hora para recuperar la ductilidad del material. Para el recocido se usó un horno Thermolyne F48010. Ya después del recocido se volvieron a repetir las compresiones consecutivas y se registraron los cambios dimensionales.

Posteriormente se hizo el siguiente análisis: se sometieron a compresión lateral dos conjuntos de muestras cilíndricas del alambón de aluminio para comparar sus resultados. El primer conjunto de muestras fue sometido a endurecimiento por torsión (10 vueltas en un sentido y otras 10 en sentido contrario). Esto se hizo con el propósito de tener muestras con un endurecimiento inicial a la vez que se conservaban las dimensiones y geometría inicial del alambón.

El segundo conjunto de muestras se dejó tal y como se recibe en el laboratorio. Todas las muestras tenían una longitud de 15 mm. En este ensayo se exploró el comportamiento del material al variar la velocidad de deformación durante la compresión. Se seleccionaron las siguientes velocidades de desplazamiento del

cabezal de la máquina de ensayos universales: 5, 150, 350 y 500 mm/min. Estos valores incluyen las velocidades mínimas y máximas de desplazamiento del cabezal y dos intermedios.

Con respecto a la microdureza del alambre de partida, se cortó una muestra en su sección transversal y se le preparó con el procedimiento estándar de metalografía para hacerle análisis de microdureza Vickers. El ensayo se realizó en un analizador de microdureza Shimadzu HMV-2T; la carga aplicada por el indentador fue de 1.961 N durante 10 s. Se tomaron una serie de indentaciones a lo largo y ancho de la muestra, como se muestra en la Figura 4.2.

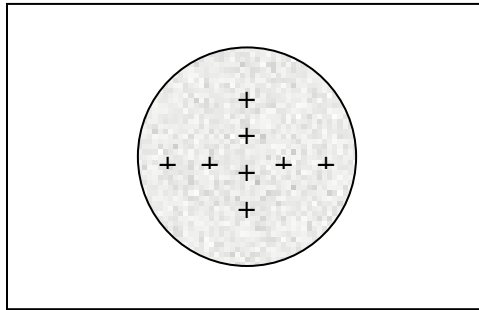


Figura 4.2 Representación de las zonas de indentación

Durante los ensayos exploratorios descritos con anterioridad se pudo constatar el endurecimiento del alambre de aluminio 5154A debido a la deformación por compresión. Por lo tanto, con el propósito de conocer más detalladamente su comportamiento térmico se recurrió al análisis por calorimetría diferencial de barrido (DSC, por sus siglas en inglés). De la sección transversal del alambre se cortó una muestra de caras totalmente planas y paralelas; la muestra se desbastó con lijas de SiC (# 500, 800) hasta obtener un disco con una masa de 56 mg. Una vez analizados los resultados, se pudo determinar la temperatura de recristalización de la aleación 5154A que se está estudiando.

Los primeros esquemas de laminación permitieron determinar que cuando se deforma el alambón de 9.5 mm de diámetro tal como llega al laboratorio, se obtenía una cinta de 0.381 mm de espesor y un ancho de 15.24 mm. El espesor si era consistente con el requerido, sin embargo el ancho sobrepasaba los requisitos iniciales (9.54 mm). En la primera laminación se siguieron tres esquemas o configuraciones diferentes, en los cuales la principal diferencia era el orden en que se sometía el material laminado a recocidos parciales intermedios para recuperar la ductilidad y proseguir con el proceso de deformación.

4.2 Etapa de laminación

En un estudio en el que solo se consideraron las dimensiones iniciales del material a laminar fue posible determinar el diámetro del alambre de partida que proporcionó la cinta con las dimensiones deseadas (0.381 x 9.54 mm). Para lograr esto se redujo el diámetro del alambón mediante el uso de dados (trefilado). Después se laminaron los alambres de hasta obtener el espesor de 0.381 mm. De esta manera se encontró que el diámetro inicial adecuado del alambre debía ser 5.12 mm, que representa una reducción del 46 % del diámetro del alambón.

A partir de esta información se diseñaron tres experimentos diferentes con el propósito de estudiar las variables que mas influyen en comportamiento del alambre de la aleación bajo estudio cuando ésta se deforma. El primero consiste en la compresión lateral de muestras tal y como se hizo con el alambón de partida; esto se hizo con el objetivo de corroborar la reproducibilidad del experimento y las propiedades de la aleación 5154A. El segundo experimento consistió en la laminación del alambre considerando las variables de velocidad y porcentaje de reducción. Por último, el tercero se enfocó en la obtención de la cinta mediante pasos sucesivos de laminado. En los tres experimentos, el diámetro inicial del alambre fue de 5.12 mm. Se obtuvo un rollo de alambre trefilado de aproximadamente 20 metros de longitud. Debido a que durante el trefilado el material se endureció, fue necesario someterlo a un tratamiento de recocido parcial a 350 °C por 25 min con el fin de recuperar la ductilidad. El rollo completo se recoció dichas condiciones de tiempo y temperatura en un horno Lindberg Blue M de manera que para los tres experimentos se partió de un alambre que tiene las mismas características y propiedades iniciales.

4.2.1 Compresión lateral

En este ensayo se cortaron muestras de alambre de diferente longitud (1, 2 y 4 cm) y se sometieron a compresión lateral (o aplastamiento) en una máquina de ensayos universales Tinius Olsen Modelo H50KT. El esquema que representa este ensayo es el mismo que se mostró en la Figura 4.1. Las muestras se envolvieron con cinta PTFE para que actuara como lubricante. Antes de la compresión se tomaron los valores del diámetro y longitud iniciales de cada muestra con un vernier digital. La secuencia de compresión fue la siguiente: en un primer paso se hizo bajar el cabezal de la máquina una distancia de 2 mm. Después de esta primera compresión, se tomaron las medidas resultantes de b , w y h con el vernier. La muestra se envolvió de nuevo en cinta PTFE para un segundo paso de compresión en el que el cabezal de la máquina se desplazó 2 mm y al final se tomaron las nuevas medidas. El proceso se repitió una tercera vez, tal como se hizo en el experimento con el alambión de 9.5 mm de diámetro y que se describió anteriormente.

4.2.2 Velocidad de laminación del alambre

En este ensayo las variables fueron la velocidad de giro de los rodillos (en m/s) y la separación entre rodillos (% de reducción); se consideraron estas variables con la finalidad de determinar qué variables influyen más que otras en el proceso de deformación. La Tabla 4.1 muestra los valores de estas variables. Después de la laminación del alambre, se tomaron las medidas de b , w y h con un vernier.

Tabla 4.1 Condiciones del experimento de laminación del alambre

d (mm)	h (mm)	% Reducción	Velocidad de giro de rodillos (m/s)
5.12	4.35	14	0.09
	3.32	34	0.16
	2.04	58	0.20

El molino cuenta con un dispositivo electrónico que permitió conocer la carga aplicada por los rodillos durante la laminación. Después de la deformación se tomaron muestras para la caracterización microestructural y para ensayos de tensión.

Para el análisis de orientación preferencial (textura) usando la técnica de difracción de electrones retrodispersados se seleccionaron tres muestras de alambre laminado que corresponden a las tres condiciones diferentes de porcentaje de deformación: 14, 34 y 58 %. Se seleccionó el trío de muestras que corresponden a la velocidad de 0.16 m/s. La Figura 4.3 muestra que el área seleccionada para el análisis por EBSD es el plano formado por la dirección de laminado y la transversal RD-TD, respectivamente (notación usada comúnmente por sus siglas en inglés).

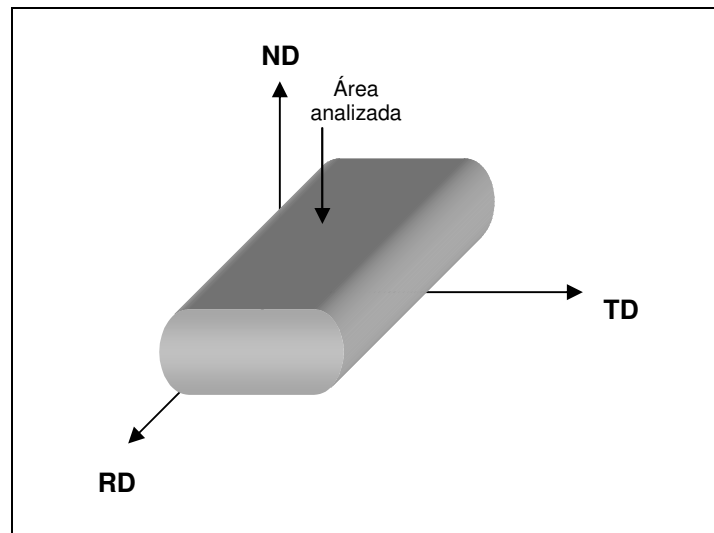


Figura 4.3 Esquema de la sección analizada por EBSD

La textura de las muestras se analizó por la técnica de difracción de electrones retrodispersados, EBSD. La correspondiente preparación de cada muestra consistió en adelgazar una sección del área especificada en la Figura 4.3 usando un equipo Cross Section Polisher de Jeol usando iones de Argón y aplicando un voltaje de 6 kV. Para obtener los patrones de EBSD de las muestras se usó un microscopio electrónico de barrido Phillips XL30ESEM

aplicando un voltaje de aceleración de 20 kV. Cada muestra se fijó a un portamuestras que está diseñado de tal forma que la muestra está inclinada 70° con respecto al haz incidente. Las condiciones del análisis por EBSD son las siguientes: resolución de 1000x, un tamaño de paso de escaneo de $0.5\ \mu\text{m}$ en un tiempo de 2 h. El área escaneada fue de $115 \times 85\ \mu\text{m}$. El software utilizado para el procesamiento de los datos obtenidos fue el TSL OIM Data Collection 4.6.

4.2.3 Obtención de la cinta

En este ensayo el alambre se sometió a una serie de pasos consecutivos de deformación hasta obtener las tres características previamente especificadas, es decir, las dimensiones, el valor de esfuerzo y el porcentaje de elongación. Además fue posible determinar el número de pasos necesarios para obtener la cinta. Después del último paso de laminado, la cinta se sometió a diferentes tiempos de recocido con el propósito de determinar las condiciones adecuadas para obtener las propiedades mecánicas deseadas (260-300 MPa, 7.8 % elongación mínimo). En cada paso se tomaron muestras del alambre deformado para hacer ensayos de tensión y muestras para observar en el microscopio óptico y así conocer las propiedades mecánicas y el cambio en la microestructura. Cabe mencionar que a diferencia de los ensayos de compresión lateral descritos en la sección Laminación del alambraón, los ensayos de tensión se hicieron usando una velocidad de desplazamiento del cabezal de 75 mm/min. Ambos ensayos se hicieron en la misma máquina.

4.3 Preparación metalográfica

A continuación se describe el procedimiento que se hizo para el análisis de muestras. La preparación metalográfica de muestras es una parte fundamental de un procedimiento mas complejo como lo es el análisis microestructural, en el cual se determina la constitución de la estructura interna del material que se está estudiando. La primera y más usada herramienta en esta etapa es el microscopio óptico. El procedimiento usado para la preparación de las muestras a caracterizar microestructuralmente se describe en los siguientes párrafos.

Un procedimiento metalográfico estándar incluye las etapas de cortar, montar, desbastar, pulir, y finalmente, examinar la muestra. Para el caso de la aleación 5154A que se está estudiando, fue necesario añadir el paso de ataque electrolítico para poder revelar las fronteras del grano mediante el microscopio óptico.

Corte y Montado. La primera consideración importante es que la muestra se debe cortar de tal manera que se ajuste a las medidas del molde en el que se va a montar. El corte de todas las muestras tanto en su sección transversal como en la dirección longitudinal se llevaron a cabo una cortadora IsoMet® 1000 Precision Saw (Buehler, Figura 4.4). El disco usado para los cortes fue de diamante y la velocidad usada fue la mínima permitida por el equipo, es decir, 100 rpm con el fin de minimizar la deformación debido a la abrasión del disco durante el corte.



Figura 4.4 Cortadora automática

Para facilitar la manipulación de las muestras a la hora del desbaste y pulido, se montaron en resina. Para la realización del ensayo de microdureza la muestra de aluminio se montó en resina epóxica con relleno de partículas minerales (DuroFast, de Struers). El equipo usado fue la Struers LaboPress 3 Mounting Press y las condiciones de curado de la resina fueron 150 °C por 3 min a una presión de 20 kN. Para el análisis por microscopía óptica las muestras se montaron en resina preparada en frío (VersoCit 2 Kit, de Struers). Se dejó al descubierto una sección de la muestra que sirvió para hacer el contacto eléctrico con la fuente de poder (Figura 4.5). Se usó un molde de silicón de 30 mm de diámetro.

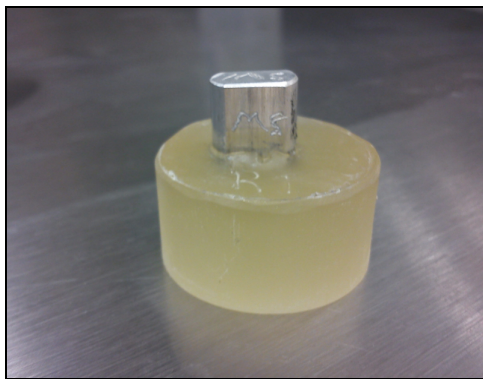


Figura 4. 5 Muestra montada en resina en frío

Desbaste y pulido. La aleación 5154A es relativamente suave y muy propensa a rayarse lo cual hace que esta etapa sea tediosa. Para el análisis de microdureza el desbaste y pulido se realizó en una máquina LaboPol-1 de Struers la cual tiene un brazo (LaboForce 3) para el pulido automático; la velocidad aplicada fue de 250 rpm. Las lijas usadas fueron de carburo de silicio de #500, 800, 1200, 2400 y finalmente 4000; el lubricante usado fue agua corriente. Después, se siguió con la etapa de pulido para obtener una superficie uniforme libre de rayas y con acabado espejo. La suspensión de sílica coloidal demostró ser el mejor abrasivo para obtener el acabado espejo en las muestras estudiadas. Para evitar la incrustación de las partículas abrasivas en la superficie de las muestras, se aplicó la presión mínima permitida por el brazo automático, es decir, 5N.

Para la observación por microscopía óptica el procedimiento de desbaste y pulido no se pudo realizar de forma automática. La razón de esto es el excedente de muestra fuera de la pastilla de resina que no permitió sujetarla al portamuestras del brazo automático. Para este caso se usó una pulidora EcoMet de Buehler cuidando de aplicar una presión suave y uniforme, además de usar una velocidad de 150 rpm.

Revelado. En la actualidad existen diversos métodos que se han propuesto para revelar la estructura de granos de muestras de aluminio o sus aleaciones, esto es, pulido mecánico, pulido electrolítico, ataque químico, y electro-ataque, incluso combinaciones de éstos⁽¹¹⁷⁾. El reactivo más común lleva una combinación de HCl, NH_4OH y HF, denominado reactivo Keller. Sin embargo en algunas aleaciones este reactivo no da resultados satisfactorios. Un método que ha demostrado buenos resultados para revelar las fronteras de grano de aleaciones de aluminio de la serie 5xxx es el electropulido¹¹⁸. El electrolito usado para esta aleación es el reactivo Barker (1.8 % vol. HBF_4 en agua destilada). En este procedimiento se aplica una corriente directa al circuito formado por el ánodo (la muestra) y el cátodo (generalmente es un recipiente de acero inoxidable que contiene al electrolito). La superficie a analizar se sumerge en el

electrolito el tiempo necesario. En esta investigación, se usó una fuente de poder Agilent Modelo E3611A. La Figura 4.6 ilustra el procedimiento del ataque electrolítico.



Figura 4.6 Ataque electrolítico. Fuente de poder (izq); anodizado de la muestra (der.)

Las condiciones para obtener una definición satisfactoria de los granos fueron: 15 V por 2 minutos para las muestras de mayor espesor; conforme el espesor se iba reduciendo, fue necesario incrementar el tiempo de ataque, hasta un máximo de 7 minutos. Para cumplir con las normas de seguridad del laboratorio, todos los ataques se realizaron en una campana de extracción. Después del ataque, la muestra se enjuagó con agua tibia y por último se secó con un chorro de aire frío. Para obtener las micrografías se usó un microscopio invertido Axio Vert. A1 Carl Zeiss (Figura 4.7) con luz polarizada para poder observar la forma de los granos individuales.

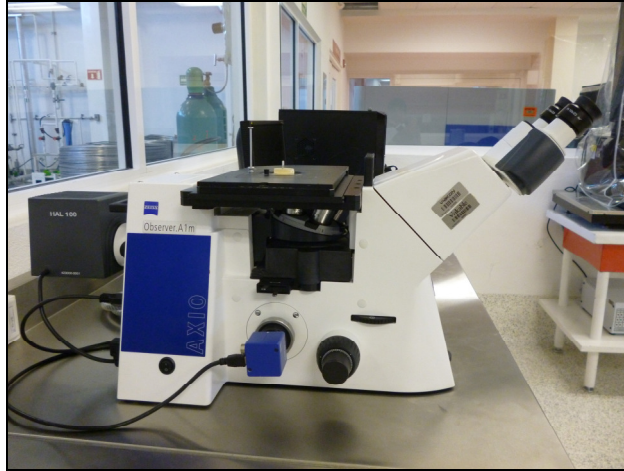


Figura 4.7 Microscopio invertido

Para la medición de tamaño promedio de grano se siguió el procedimiento de intersección descrito en los métodos estándar para la determinación del tamaño promedio de grano designado por la ASTM como la norma E 112-96. Se utilizó el procedimiento de intersección, en el cual se hace un conteo del número de granos o fronteras de grano interceptados por una línea prueba de medición, por unidad de longitud de la línea prueba de medición. Con el valor que resulta de los conteos se calcula primeramente la longitud lineal promedio de intersección (l). A la vez, este valor se usa para determinar el número ASTM de tamaño de grano (G). La norma recomienda este método cuando los granos presentan una forma elongada, tal como es el caso del presente trabajo. Para obtener el valor de l se usó la relación

$$l = \frac{L}{PM} \quad (4.1)$$

donde L es la longitud de la línea de prueba (en milímetros), M es la magnificación usada, P el valor resultante del conteo de intersecciones con las fronteras de grano.

Después, para determinar el valor de G se usa la relación

$$G = (-6.643856 \log_{10} l) - 3.288 \quad (4.2)$$

Las líneas de prueba se trazan sobre diferentes zonas de la muestra a caracterizar y pueden ser líneas verticales, horizontales, diagonales o circunferencias, con el objetivo de obtener valores representativos. La Figura 4.8 muestra cómo se consideraron las líneas circulares para la determinación del tamaño de grano de las muestras estudiadas en este proyecto de Tesis.

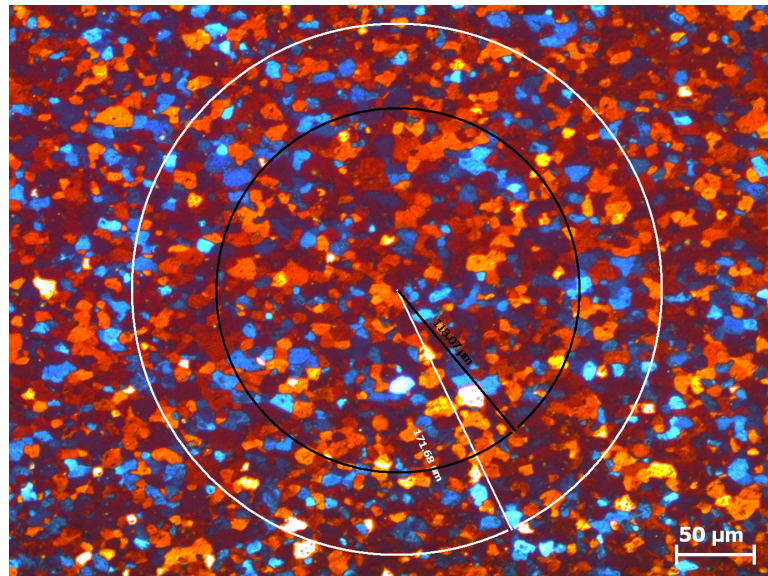


Figura 4.8 Líneas trazadas en las micrografías para determinar el tamaño de grano

Capítulo 5

Resultados y discusión

En el presente Capítulo se presentan los resultados y la discusión que se genera de los diferentes experimentos que componen esta investigación en el orden que fueron presentados en el Capítulo 4.

5.1 Características del alambre

La composición química de la aleación usada en este trabajo se analizó con un espectrómetro de emisión óptica y los resultados se muestran en la Tabla 5.1. En la misma tabla se incluyen los valores de la composición estándar a manera de comparación.

Tabla 5.1 Composición química del alambre de aluminio

Elemento (% peso)	5154A	Estándar
Si	0.0625	0.25
Fe	0.1070	0.40
Cu	0.0057	0.10
Mn	0.1850	0.10
Mg	3.31	3.1 - 3.9
Cr	0.0025	0.15 - 0.35
Ti	0.0097	0.20
Ni	0.0033	-
Zn	0.0033	0.20
B	0.0004	-

En la Tabla 5.2 se muestran los valores obtenidos del ensayo de microdureza. Como se puede observar, la variación que existe entre las indentaciones en las direcciones horizontal y vertical que se especificaron en la Figura 4.2 es mínima

y corresponde al mismo proceso de fabricación del alambre. La Figura 5.1 muestra una de las zonas de indentación y su correspondiente valor de microdureza calculado.

Tabla 5.2 Valores del ensayo de microdureza Vickers

HV (en la dirección vertical)	HV (en la dirección horizontal)
74.1	63.2
66.6	57.8
66.9	54.9
59	54.9
62.9	60.4
58.8	60.2
61.8	64.7
70.1	63.1
73	72

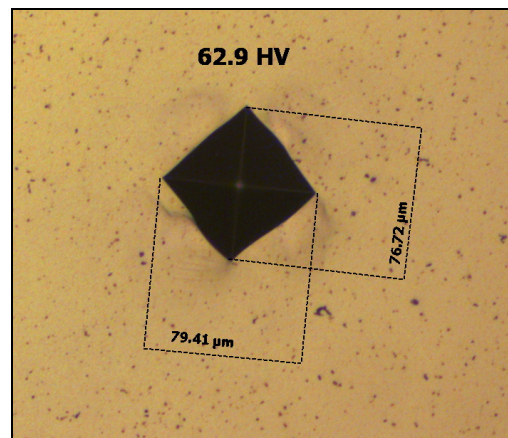


Figura 5.1 Indentación en la zona central del alambre

5.2 Compresión lateral en alambres

La Figura 5.2 muestra los resultados del ensayo de compresión lateral en tres pasos consecutivos. Se observa que las muestras de menor longitud (10 mm) son las que exhiben la mayor deformación y por el contrario, las de mayor longitud (80 mm) muestran menor deformación; sin embargo, el comportamiento de las muestras sigue la misma tendencia.

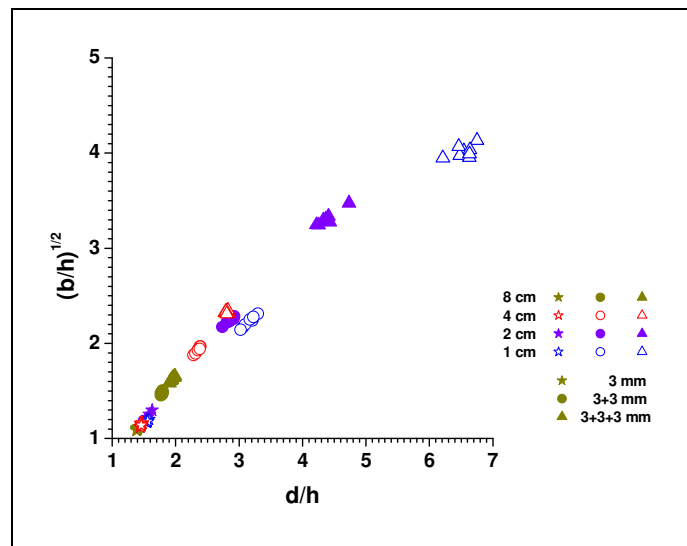


Figura 5.2 Comportamiento durante la compresión de las muestras de alambres de diferente longitud y de 9.5 mm de diámetro

En la Figura 5.3 se muestra una comparación entre el comportamiento a la compresión lateral de muestras deformadas antes y después de recocido. En la imagen se puede observar el cambio en el ensanchamiento para ambos tipos de muestras. Las que fueron sometidas a recocido han recuperado ductilidad, lo que les permite ser deformadas nuevamente por la compresión. Las dimensiones de estas muestras fueron de 9.5 y 4 cm de diámetro y longitud, respectivamente.

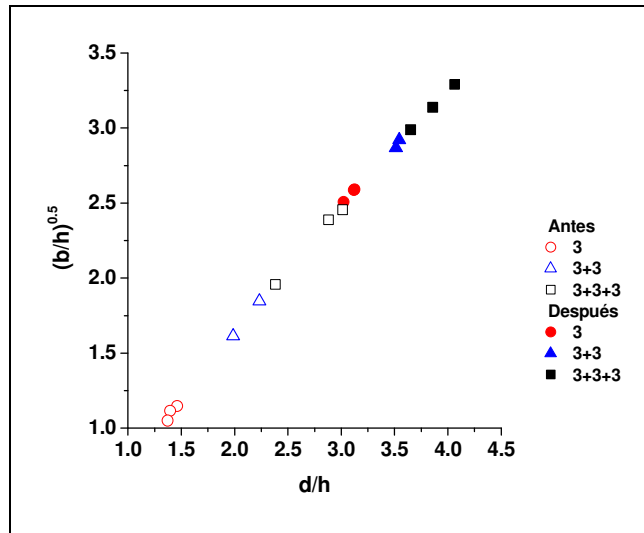


Figura 5.3 Comportamiento durante la compresión lateral antes y después del recocido a 370 °C por 1 hora.

La **Figura 5.4** muestra las diferencias en el comportamiento a la compresión del alambón entre dos conjuntos de muestras. El primer conjunto corresponde a muestras que han sido endurecidas previamente a la compresión lateral. El segundo conjunto es de muestras tal como se reciben del proveedor. Se puede observar que en los dos primeros ciclos de compresión, el comportamiento es el mismo. Solo en el último paso de compresión, el ensanchamiento es mayor para las muestras que no fueron previamente endurecidas.

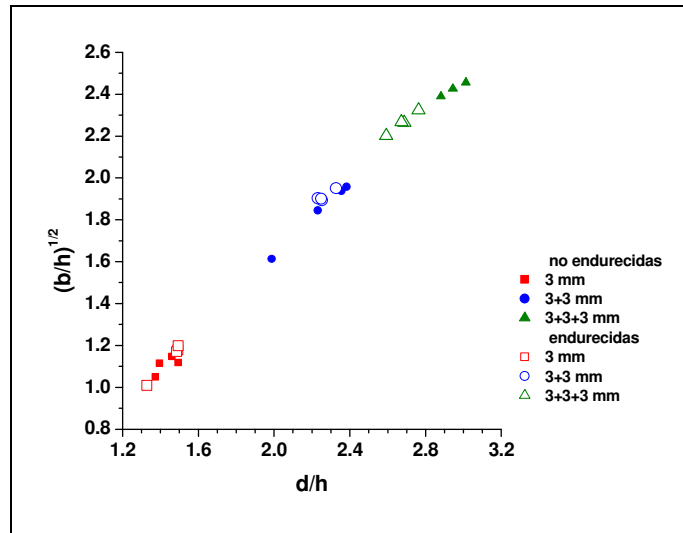


Figura 5.4 Comportamiento entre muestras endurecidas y no endurecidas previamente a la compresión lateral

La Figura 5.5 muestra las curvas de esfuerzo-deformación real de dos conjuntos de muestras sometidas a compresión lateral: uno previamente endurecido por torsión y el otro sin previo endurecimiento. Cuando las muestras están endurecidas es necesario aplicar un mayor esfuerzo para lograr una deformación igual en muestras que no han sido previamente endurecidas. Además, para las muestras endurecidas, la velocidad del cabezal juega un papel casi despreciable en los resultados.

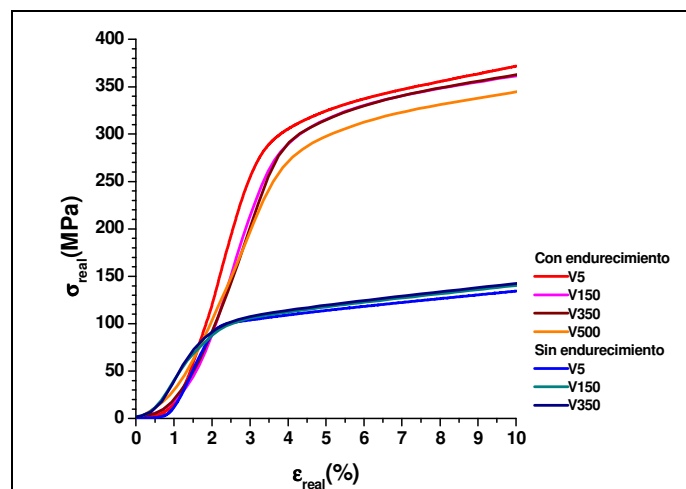


Figura 5.5 Comportamiento entre muestras con y sin endurecimiento previo a la compresión

5.3 Análisis térmico

La Figura 5.6 muestra la gráfica del resultado obtenido de la muestra analizada para determinar el rango de la temperatura de recristalización. Se puede observar un pico endotérmico muy marcado entre 330-370 °C cuyo máximo está en 351 °C. De acuerdo a esta información se escogió la temperatura de 350 °C para llevar a cabo todos los tratamientos de recocido de aquí en adelante.

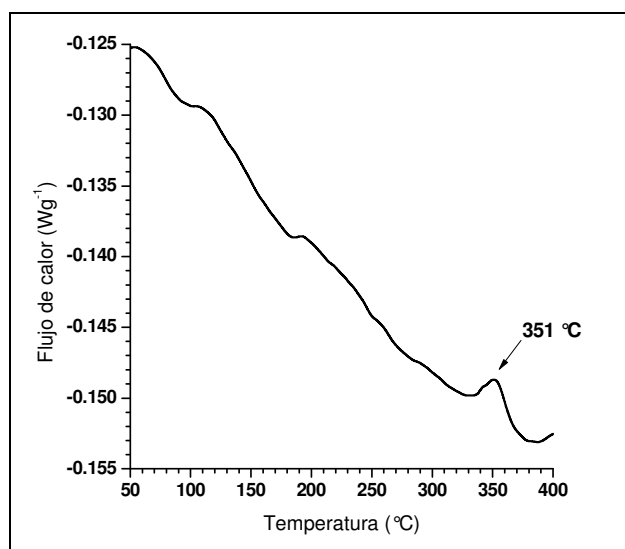


Figura 5.6 Curva de flujo calorífico y temperatura para determinar el punto de recocido

5.4 Laminación del alambre

Tal como se expuso en el Capítulo anterior, un procedimiento preliminar de laminado del alambre de 9.5 mm de diámetro, permitió conocer el cambio de dimensiones a cada pase del proceso. La Tabla 5.3 muestra la serie de pases necesarios para obtener el espesor deseado (0.381 mm). Se detalla el cambio en el espesor, el ancho y el porcentaje de deformación con respecto a la dimensiones de la muestra inicial.

Tabla 5.3 Serie de pases para conseguir el espesor deseado de la cinta

	P ₁	P ₂	P ₃	P ₄	P ₅	P ₆	P ₇	P ₈	P ₉
Espesor (mm)	6.57	4.62	3.55	2.59	1.90	1.70	1.14	0.73	0.38
Ancho (mm)	10.95	12.13	12.63	13.18	13.57	13.72	14.22	14.73	15.24
Reducción acumulada (%)	31.1	51.5	62.7	72.8	80.0	82.1	88.0	92.3	96.0
Reducción por pase (%)	31.1	20.4	11.0	10.1	7.2	2.1	5.9	4.3	3.7

Debido al endurecimiento por deformación, en este proceso fue necesario hacer tratamientos de recocido parcial intercalados en los pases de laminado de tal manera que el alambre pudiera recuperar ductilidad¹¹⁸. La Tabla 5.4 detalla las configuraciones de laminación propuestas y cuándo realizar los tratamientos de recocido.

Tabla 5.4 Configuraciones propuestas para el orden de recocido

	P ₁ -P ₄		P ₅		P ₆		P ₇		P ₈		P ₉	
C1		350 °C 25 min						350 °C 25 min				350 °C 5 min 10 min 15 min
C2				350 °C 25 min				350 °C 25 min				350 °C 5 min 10 min 15 min
C3		350 °C 25 min				350 °C 25 min				350 °C 5 min 10 min 15 min		

El propósito de tener tres configuraciones diferentes fue el de saber si existe diferencia alguna en las propiedades finales de la cinta obtenida por laminación que fuera dependiente del orden en que se realizan los recocidos.

En cada pase del laminado se tomó una muestra para su observación en el microscopio óptico. La observación se hizo en el plano transversal-normal (TD-ND). La Figura 5.7 muestra cómo los granos se van elongando de forma lateral a medida que avanza el proceso de laminado durante los pases 1-4.

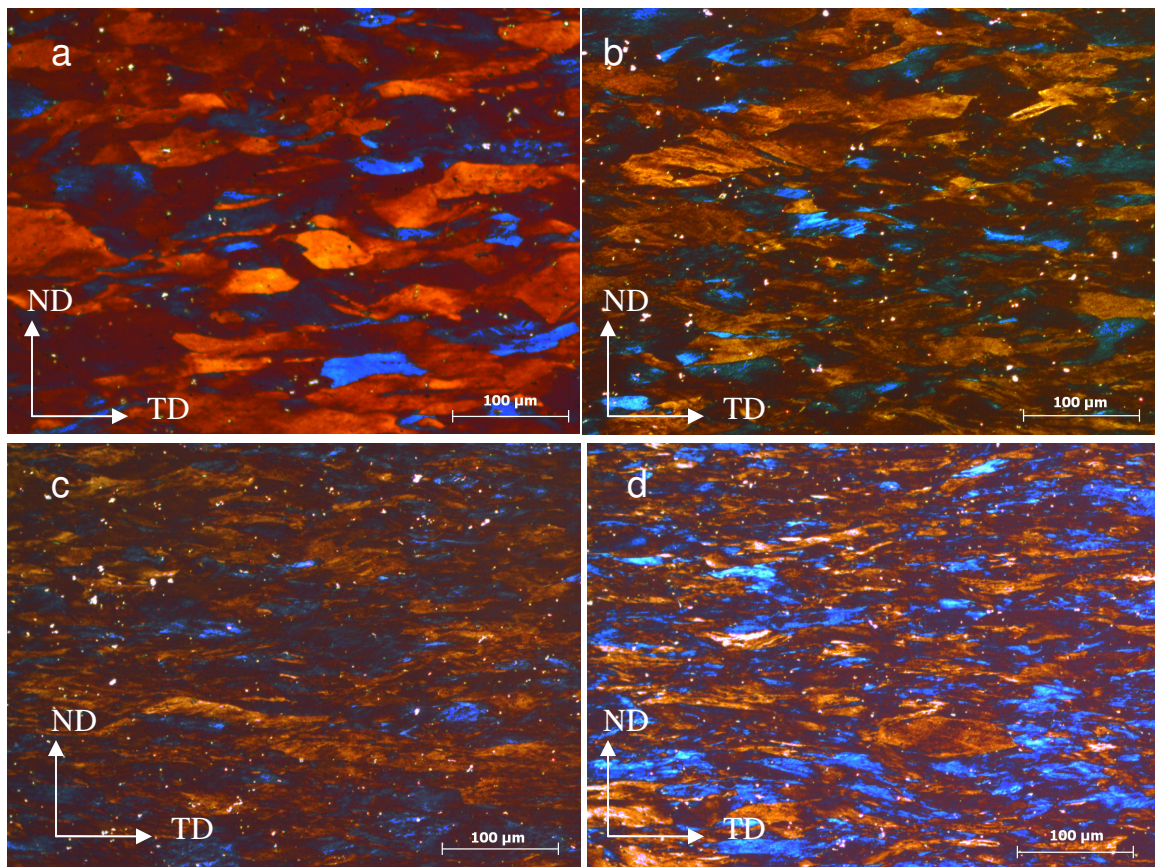


Figura 5.7 Elongación de los granos debido a la deformación: 1^a, 2^a, 3^a, 4^a pase de laminado, (a) (b), (c) y (d) respectivamente; 200 x

Para las tres configuraciones presentadas en la Tabla 5.4 se tomaron muestras para ensayos de tensión y conocer los valores de esfuerzo y deformación. En las Figura 5.8 a 5.10 se muestran algunos de estos resultados. La Figura 5.8 muestra la gráfica de esfuerzo-deformación en la que se puede observar cómo el material se va endureciendo a cada pase de laminado como consecuencia de la laminación. Se muestran los primeros cinco pases de la configuración 2 (Tabla 5.4), es decir, antes del primer recocido parcial.

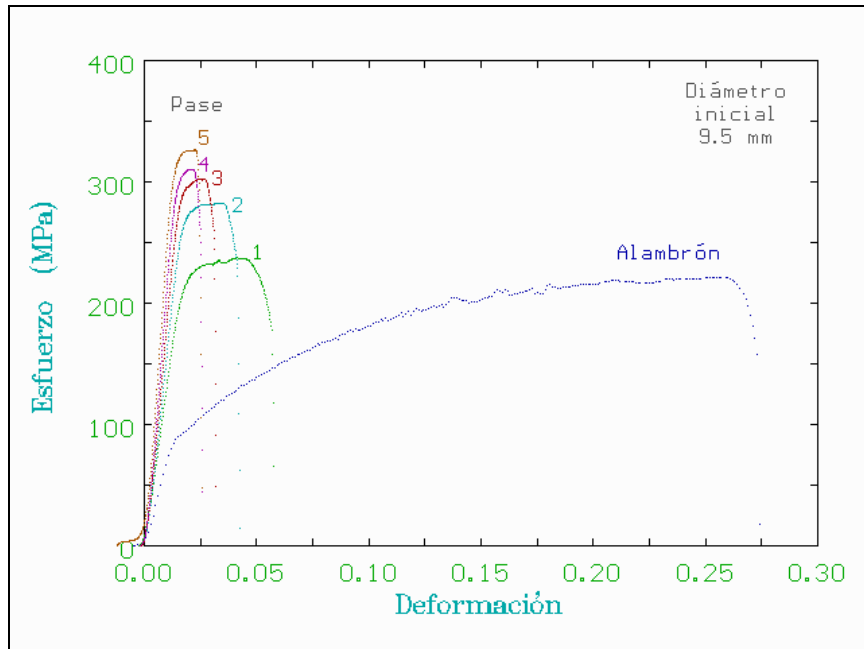


Figura 5.8 Endurecimiento por deformación durante el laminado de los pases 1-5

Para las configuraciones 1 y 3, el primer recocido parcial se realizó después del cuarto pase. La Figura 5.9 muestra el comportamiento de la curva esfuerzo-deformación para la configuración 1. Se observa la recuperación en la ductilidad en el pase 4 después del recocido parcial. En los siguientes pases, 5-7, el material continúa endureciéndose debido al proceso de laminación. De la Tabla 5.4 se puede observar que para cada configuración y al término del pase 9, se tienen tres condiciones de recocido antes de dar por finalizado el proceso de laminación.

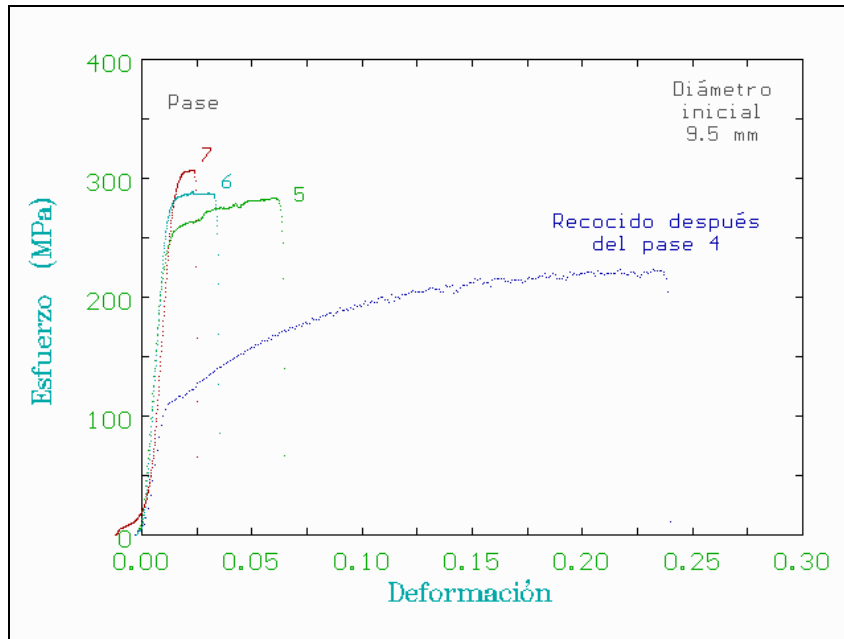


Figura 5.9 Efecto del recocido parcial y subsiguiente endurecimiento debido al proceso de laminación. Se muestra la serie de pases 4-7 correspondientes a la configuración 1

La Figura 5.10 muestra el cambio que sufre el alambre debido al proceso de laminación y la recuperación de la ductilidad debido al recocido.

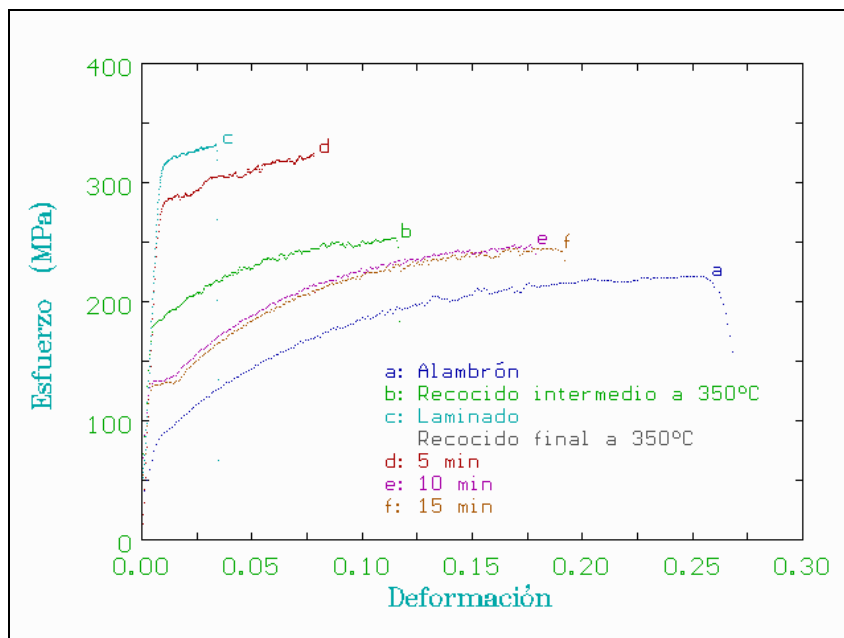


Figura 5.10 Evolución de comportamiento esfuerzo-deformación para la serie de pases de la configuración 1, incluyendo los recocidos finales de la cinta

Las configuraciones C1 y C2 muestran valores muy similares por lo que efectuar el primer recocido parcial en el cuarto o quinto pase no hacen una marcada diferencia. Sin embargo, para la tercera configuración (C3) y debido a que después del recocido parcial final aun se realizó un último pase de laminación, el material se ha endurecido nuevamente y la ductilidad ha disminuido. En la Tabla 5.5 se presenta un resumen de los valores obtenidos.

Tabla 5.5 Valores finales de esfuerzo y deformación de la cinta obtenida por laminación para cada configuración. Temperatura de recocido: 350 °C.

	Tiempo recocido (min)	Esfuerzo (MPa)	Deformación (%)
C1	5	272	7.93
	10	230	15.29
	15	215	19.06
C2	5	263	7.34
	10	222	17.74
	15	212	19.47
C3	5	338	1.31
	10	315	1.88
	15	301	1.64

La gráfica de la Figura 5.11 muestra los valores de la Tabla 5.5. Es importante resaltar el efecto que tiene el orden en que se intercalan los tratamientos de recocido en las propiedades mecánicas finales del material laminado. También se puede observar que sí existe un efecto sobre dichas propiedades causado por el tiempo de exposición al recocido.

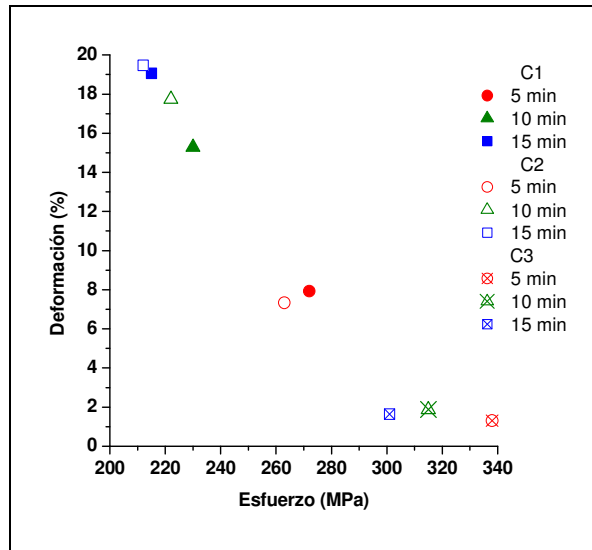


Figura 5.11 Valores finales del proceso de laminación del alambre de 9.5 mm de diámetro

La Figura 5.12 muestra la serie de pases de las curvas esfuerzo-deformación real desde el alambroón inicial hasta el pase antes del primer recocido. También se muestra la curva ajustada de acuerdo a la ecuación de Voce $\sigma = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_0)e^{-C\varepsilon}$. En la misma Figura se incluyeron el pase 4 después del recocido y los pases 5-7.

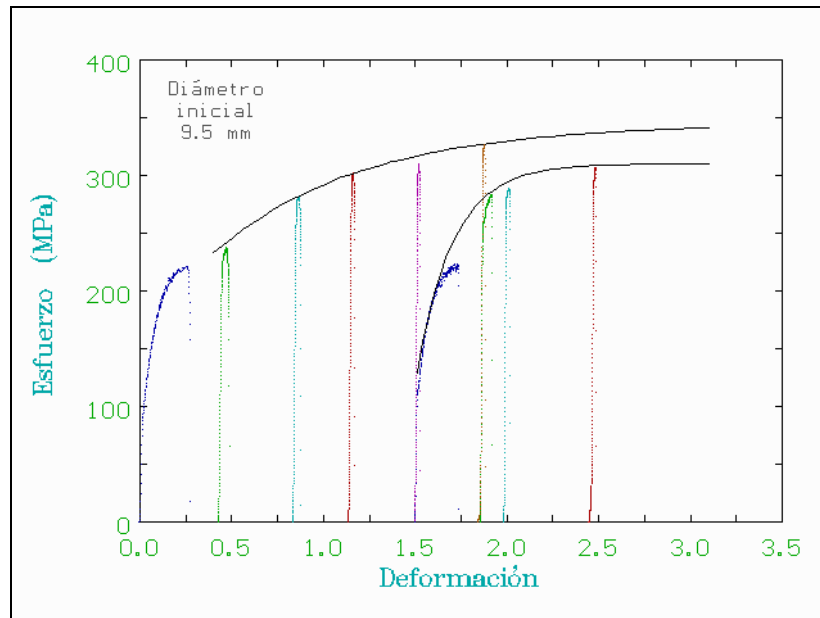


Figura 5.12 Curvas de esfuerzo-deformación real experimentales (punteadas) y curvas ajustadas de acuerdo a la ecuación de Voce (continuas)

Con los datos experimentales y la ecuación de Voce se calcularon los valores de σ_s , σ_0 y C para las curvas de la Figura 5.12. Los valores se presentan en la Tabla 5.6.

Tabla 5.6 Parámetros de la ecuación de Voce para el laminado del alambraón

	σ_s (MPa)	σ_0 (MPa)	C
Pases 1-5	345	160	0.8
Pases 4-7	310	120	0.2

Se puede observar una disminuci3n en los valores del esfuerzo de saturaci3n y el coeficiente C cuando el proceso de laminaci3n pasa a la segunda etapa, es decir, despu3s de que el material ha sido recocido y la ductilidad ha aumentado.

En la Figura 5.13 se muestran las micrografías de las cintas obtenidas del proceso de laminaci3n para la condici3n de recocido a 350 °C por 10 min y que corresponden a las tres configuraciones. Debido a que la cinta tiene un espesor muy pequeño, los 10 min de recocido causan un efecto notable en la microestructura. Para la primera configuraci3n (C1, Figura 5.13a) los granos casi en su totalidad han recuperado la forma equiaxial, solo en el centro se pueden observar algunos granos elongados. Para la configuraci3n siguiente, no se observan granos deformados. La diferencia con el caso anterior, es que para esta configuraci3n se hicieron 5 pases de laminado antes del primer recocido parcial, tal como se detall3 en la Tabla 5.4. Por último, en la imagen que representa la configuraci3n 3, la muestra tiene granos totalmente elongados debido a que despu3s del recocido de 10 min, el alambre regres3 al molino de laminaci3n deformando nuevamente todos los granos.

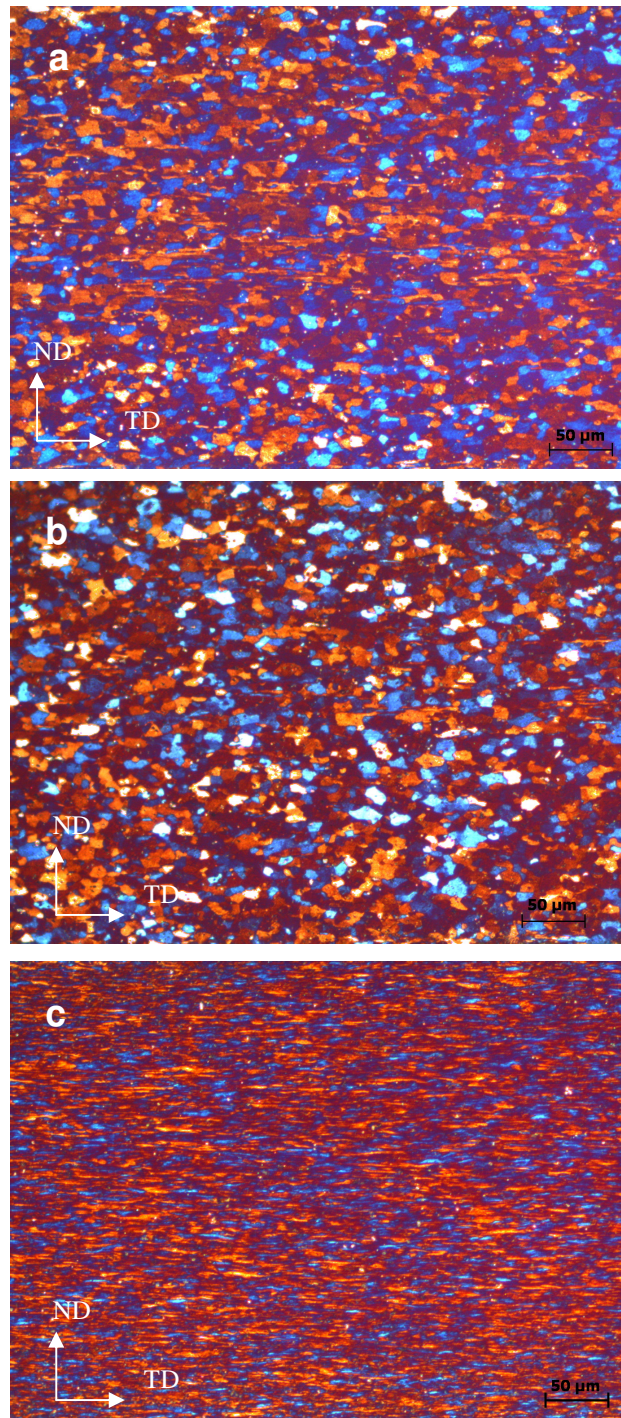


Figura 5.13 Comparación entre la morfología de los granos de la cinta final de las tres configuraciones a 350 °C por 10 min; (a), (b) y (c) configuración 1, 2 y 3, respectivamente; 200x

Para seguir con la comparación, se presenta la Figura 5.14 que muestra la curva esfuerzo-deformación para las cintas recocidas a 350 °C por 10 min. Se puede observar que para las configuraciones C1 y C2 el comportamiento de la curva es muy similar, mientras que la curva de la configuración C3 se aleja del comportamiento de las otras. Todo esto en congruencia con los valores de la Tabla 5.5 y la Figura 5.13.

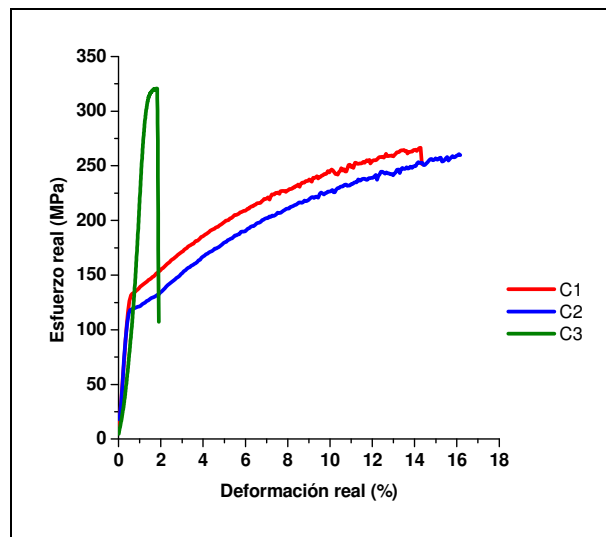


Figura 5.14 Curva esfuerzo-deformación real de las cintas obtenidas por laminación

Como se mencionó en el Capítulo 4, el diámetro del alambre con el que se pudo obtener la cinta de 0.381 x 9.54 mm fue de 5.12 mm, por lo que se procedió al trefilado del alambre. Se tomaron muestras del alambre trefilado antes y después del recocido y se prepararon para su observación en el microscopio óptico y diferenciar el cambio en la microestructura. Con el propósito de comparar la evolución de la microestructura del alambre inicial de 9.5 mm de diámetro tal y como se recibe de planta y del alambre de 5.12 mm con el que finalmente se obtuvo la cinta, la Figura 5.15 muestra una detallada descripción. En la Figura 5.15a, se muestra la micrografía del alambre; se observa una morfología homogénea tanto en la orilla como en el centro de la muestra. A continuación, en la Figura 5.15b se muestra un acercamiento hacia la zona central de la muestra del alambre en la que se aprecia mejor la homogeneidad de los granos. Después que el alambre ha sido trefilado para reducir su

diámetro, los granos sufren una alta deformación, siendo más notoria en la periferia, Figura 5.15c. Por último, después del recocido a 350 °C por 25 min los granos del alambre trefilado recuperan su forma equiaxial tal y como se observa en la Figura 5.15d, no así su tamaño de grano ya que éste se reduce con respecto al alambrón de partida.

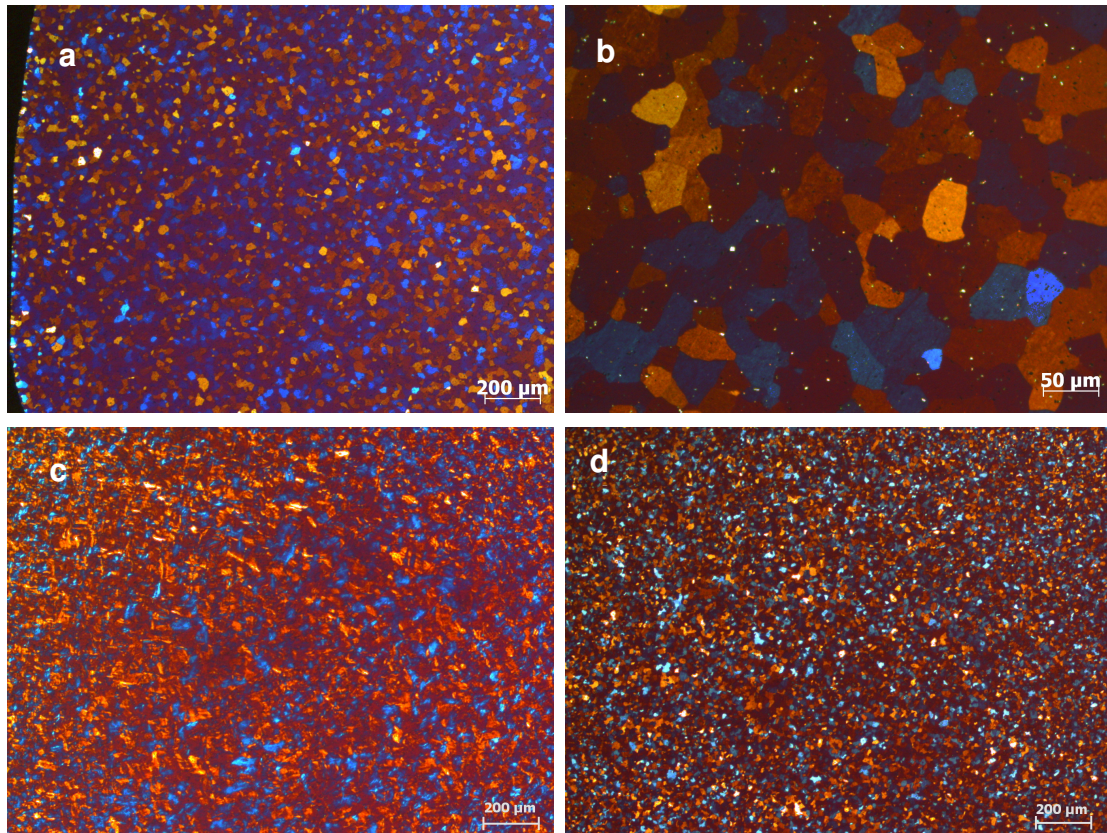


Figura 5.15 Alambrón zona de la periferia (a) y acercamiento a la zona central (b); 50x y 200x, respectivamente. Alambre trefilado (c) y después del recocido (d); 50x

Con respecto al tamaño de grano, el alambrón inicial presenta un diámetro de grano promedio de 151 μm . Después del trefilado y del correspondiente tratamiento de recocido, este valor disminuye hasta aproximadamente 31.8 μm .

5.5 Ensayo de compresión lateral de alambre trefilado

En la Figura 4.1 del Capítulo anterior se mostró un esquema de la geometría de la muestra antes y después del ensayo de compresión lateral.

Para este ensayo se tomaron probetas de diferentes longitudes: 1, 2 y 4 cm de longitud y 5.12 mm de diámetro para someterlas a compresión. Cada probeta se recubrió con cinta PTFE para que actuara como lubricante. En un primer pase del ensayo, cada probeta se comprimió 2 mm; este conjunto forma la muestra uno, identificada como M11, M21 y M41 (donde el primer dígito indica la longitud de la probeta y el segundo se refiere que ha sido aplastada por primera vez). Después se les quitó la película de PTFE y con un vernier se midió el cambio de dimensiones, es decir, w , b y h . Luego las probetas se recubrieron de teflón y se volvieron a comprimir otros 2 mm; éstas forman las muestras M12, M22 y M42 que similar al caso anterior, el segundo dígito indica que fueron aplastadas por segunda vez. Se tomaron las nuevas medidas. El proceso se vuelve a repetir una tercera vez para obtener las muestras M13, M23 y M43. Este ensayo permitió explorar la respuesta del material a la deformación lateral en repetidos pases ya que el proceso de laminado es similar.

De la Figura 5.16 se observa que la razón (d/h) aumenta conforme se va repitiendo la compresión lateral; debido a que el valor de d es constante, esto quiere decir que h se reduce. Este es el comportamiento que se espera del material, es decir, que se pueda reducir el espesor de una muestra que se someta a compresión consecutivamente las veces que sea necesario. Sin embargo, el cambio entre la razón (d/h) de la primera muestra en comparación con las otras dos disminuye ligeramente, es decir, cuando se hace el segundo aplastamiento, no se logra la misma reducción en el espesor debido al endurecimiento del material. Un comportamiento similar se observa para la razón (b/h) que se explica de la misma manera. El aplastamiento máximo se

observa para las muestras de menor longitud, debido a que el área sobre la que se aplica la carga durante la compresión es menor.

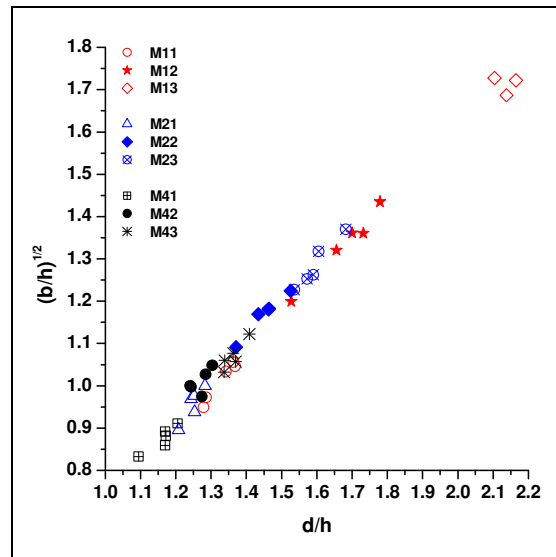


Figura 5.16 Muestras de diferente longitud sometidas a compresión lateral en pases sucesivos

5.6 Laminación del alambre trefilado

Del ensayo de laminación bajo las siguientes condiciones: tres porcentajes diferentes de reducción y tres valores diferentes de la velocidad periférica de giro de los rodillos del molino se obtuvo la siguiente información. Se encontró que para velocidades mayores a 0.20 m/s algunas muestras mostraban agrietamiento en las orillas (Figura 5.17) por lo que es evidente que usar esta velocidad o mayores debe estar fuera de consideración cuando se decida optimizar el proceso de forma industrial.



Figura 5.17 Grietas en la orilla del alambre deformado debido a una alta velocidad de giro los rodillos del molino

Para cada condición de laminado se midieron los valores geométricos de acuerdo al esquema de la Figura 4.1. El ancho de contacto de área entre el alambre y los rodillos (es decir, b) es un parámetro asociado al comportamiento de deformación del material.

La Tabla 5.7 muestra los valores experimentales obtenidos en esta etapa de la investigación. Cabe mencionar que para cada condición se midieron varias muestras y se tomó un valor promedio que fuera representativo de la medición. Kazeminezhad⁹⁰ y colaboradores presentaron un trabajo donde desarrollaron una ecuación que predice el valor de b en donde se considera el patrón de deformación y que está dada por la ecuación:

$$b = \sqrt{2h_0\Delta h} \quad (1)$$

Es decir, una relación en la que sólo está involucrada la geometría inicial y final del alambre y no la composición del material. En los valores experimentales obtenidos de este análisis, existe una considerable diferencia entre W_1 y b sobretodo cuando el porcentaje de deformación es menor. Por este motivo, la ecuación propuesta por dichos investigadores no representa los valores obtenidos en esta investigación.

Tabla 5.7 Datos obtenidos del laminado del alambre a diferentes velocidades y porcentajes de reducción

<i>Velocidad de giro (m/s)</i>	<i>Reducción (%)</i>	<i>d₀ (mm)</i>	<i>h (mm)</i>	<i>b (mm)</i>	<i>W (mm)</i>	<i>Δh (mm)</i>	<i>W/d</i>	<i>d/h</i>	<i>Fuerza de laminación (kN)</i>
0.09	14.48	5.12	4.37	3.36	5.45	0.75	1.06	1.17	1.81
	34.3	5.12	3.36	5.27	6.24	1.76	1.22	1.52	8.57
	58.46	5.12	2.12	6.88	7.64	3	1.49	2.42	35.00
0.16	14.9	5.12	4.35	3.23	5.44	0.77	1.06	1.18	1.90
	34.57	5.12	3.35	5.25	6.25	1.77	1.22	1.53	7.64
	58.07	5.12	2.14	6.77	7.41	2.98	1.45	2.39	28.43
0.20	14.62	5.12	4.37	3.42	5.44	0.75	1.06	1.17	N/D
	34.25	5.12	3.36	5.07	6.22	1.76	1.21	1.52	8.15
	58.63	5.12	2.11	6.76	7.5	3.01	1.46	2.43	33.45

De los valores enlistados en la Tabla 5.7 se obtienen varias gráficas. La Figura 5.18 muestra la relación entre el ensanchamiento y la disminución de la altura de las muestras a medida que se incrementa el porcentaje de reducción y se deforma a diferentes velocidades.

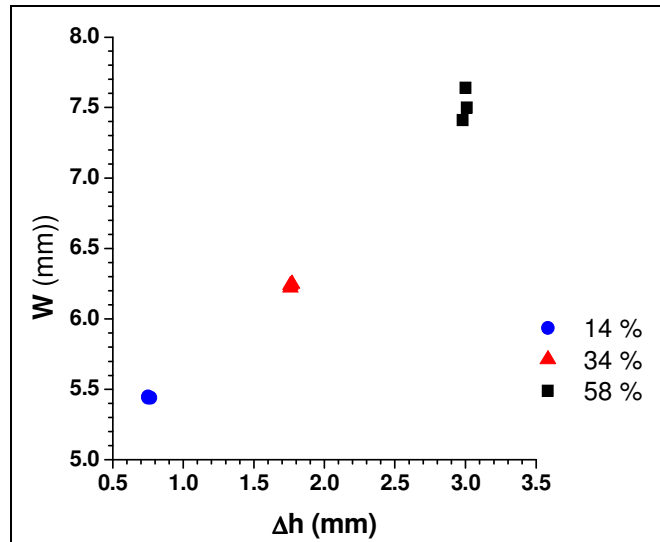


Figura 5.18 Cambios geométricos en las muestras a diferentes porcentajes de reducción

De esta gráfica es evidente que a mayor porcentaje de reducción, el ensanchamiento es mayor mientras que la altura de la muestra se disminuye. El cambio de dimensiones del alambre laminado es proporcional al porcentaje de reducción al que se le somete. En la Figura 5.19 se comparan los resultados de los cambios en las dimensiones de las probetas de 1, 2 y 4 cm (presentados en la Figura 5.16) con las muestras sometidas a diferentes porcentajes de laminación (Tabla 5.6) en la que se puede observar congruencia entre ambos procesos. En dicha figura solo se incluyeron los datos de las probetas que fueron aplastadas por tercera vez consecutiva, a manera de resumen.

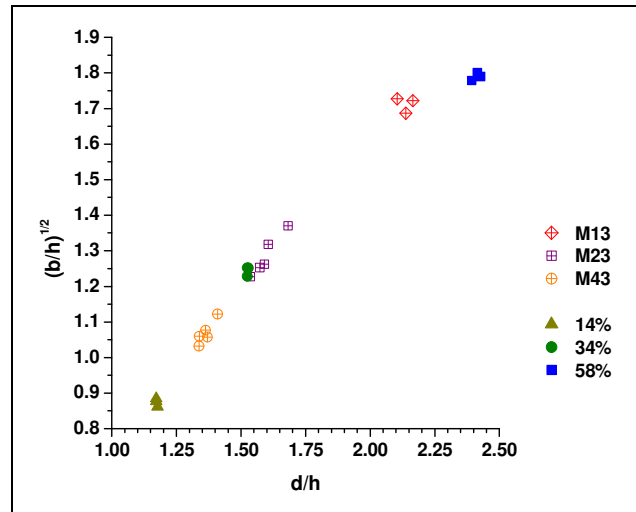


Figura 5.19 Comportamiento del alambre sometido a compresión lateral (M13, M23, M43) y a laminación (14, 34 y 58%)

La velocidad de giro de los rodillos del molino tiene una influencia despreciable sobre los valores de w y h , lo cual se corrobora con la gráfica de la Figura 5.20.

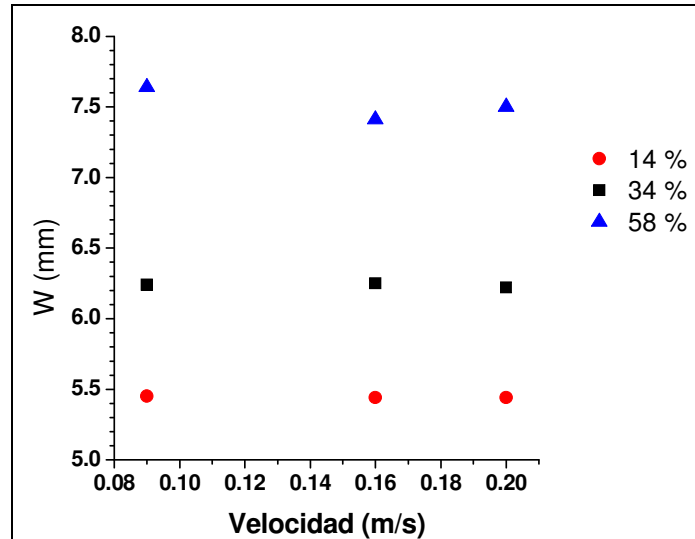


Figura 5.20 Relación entre ensanchamiento, velocidad de giro y porcentaje de reducción

En las gráficas de la Figura 5.21 se observa que a mayor porcentaje de deformación es necesario que los rodillos apliquen más fuerza sobre el material y que ésta depende del porcentaje de reducción. Además, la velocidad nuevamente juega un papel casi despreciable.

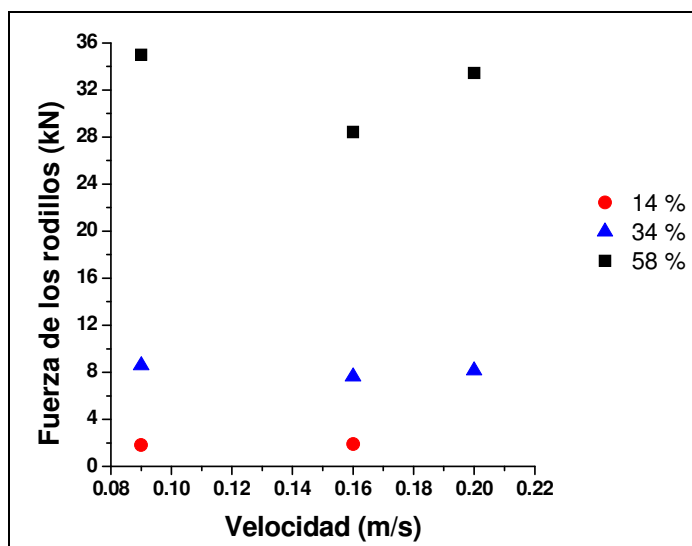


Figura 5.21 Fuerza de laminación necesaria para deformar el alambre a diferentes condiciones

Las gráficas mostradas en la Figura 5.22 muestran los resultados del ensayo de tensión. Es evidente que a mayor porcentaje de deformación el material se ha endurecido mas, es decir, los valores de esfuerzo son mayores a medida que el porcentaje de reducción aumenta a la vez que el porcentaje de deformación disminuye. También en esta ocasión se observa la nula influencia de la velocidad de los rodillos; V_1 , V_2 y V_3 corresponden a los valores de 0.09, 0.16 y 0.20 m/s respectivamente.

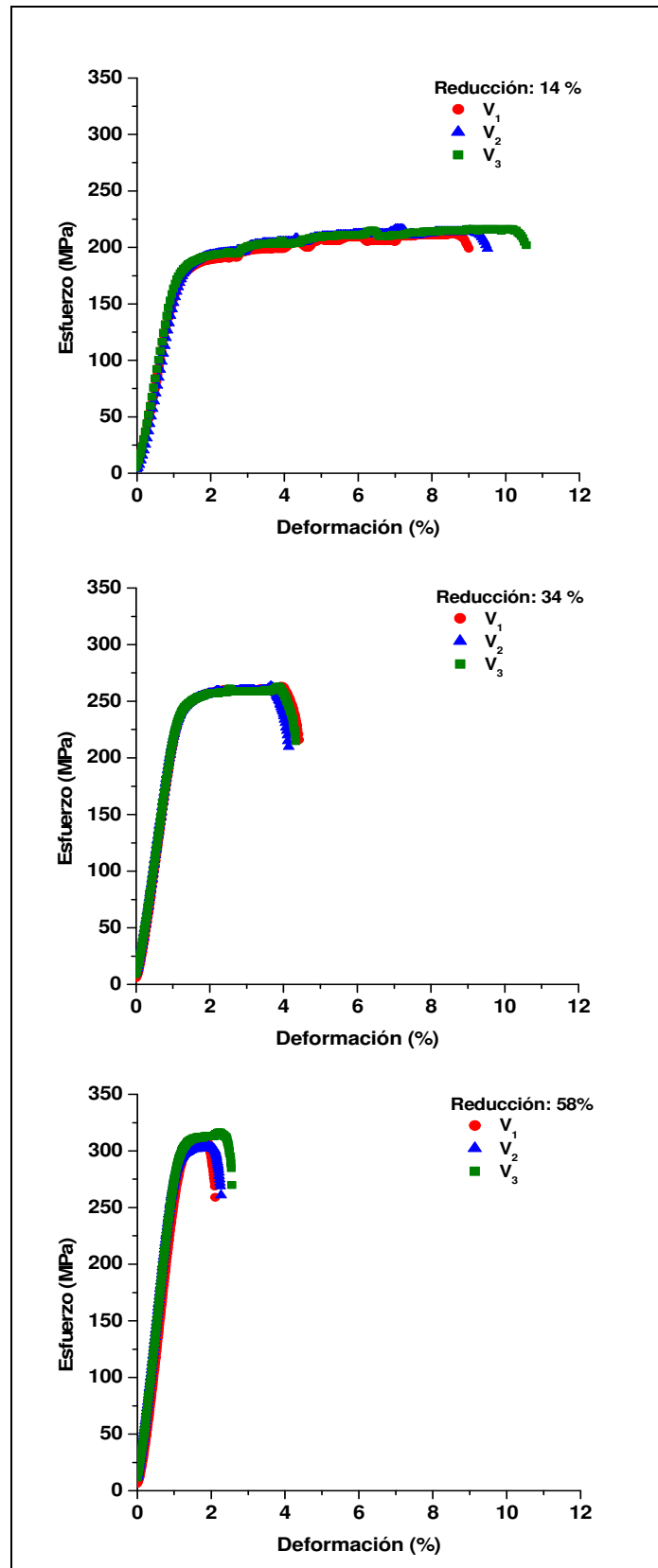


Figura 5.22 Ensayo de tensión en muestras a diferentes condiciones de deformado

Análisis de textura

La Figura 5.23 muestra la función de distribución de orientaciones correspondiente a las tres muestras analizadas por EBSD.

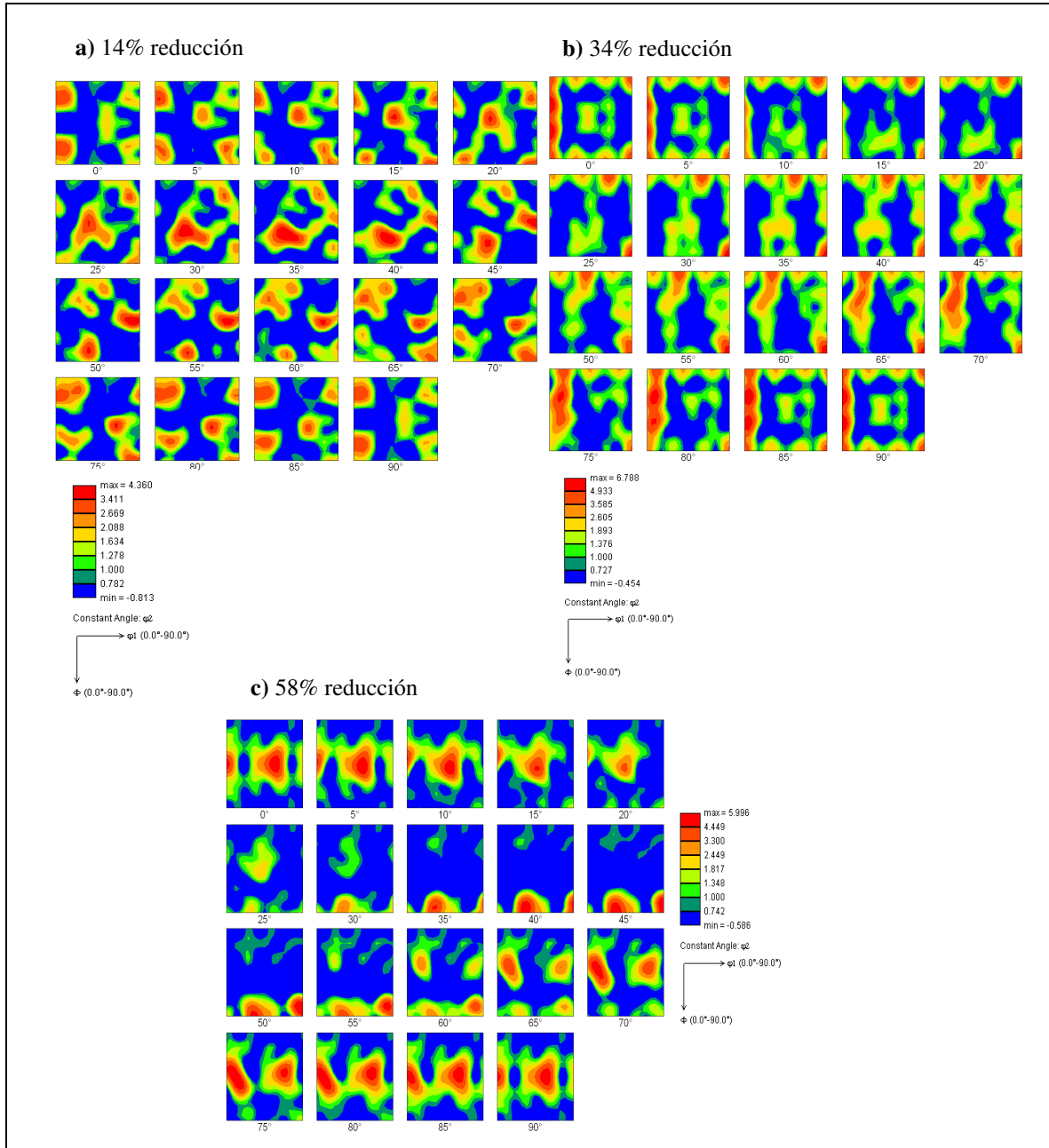


Figura 5.23 Función de distribución de orientaciones para las muestras sometidas a 14, 34, 58 % de reducción, a), b) y c) respectivamente.

Estos patrones corresponden a las muestras laminadas a una velocidad de giro de los rodillos de 0.16 m/s. Debido a que los componentes típicos de textura para los metales con estructura cristalina FCC están bien identificados, se han extraído de la Figura 5.23 los mapas correspondientes a 0, 45 y 65 ° debido a que es donde se localizan las principales componentes tal como se mencionó en la Tabla 3.1⁹⁶. La Figura 5.24 muestra un acercamiento a dichos mapas para identificar las componentes de una forma más clara.

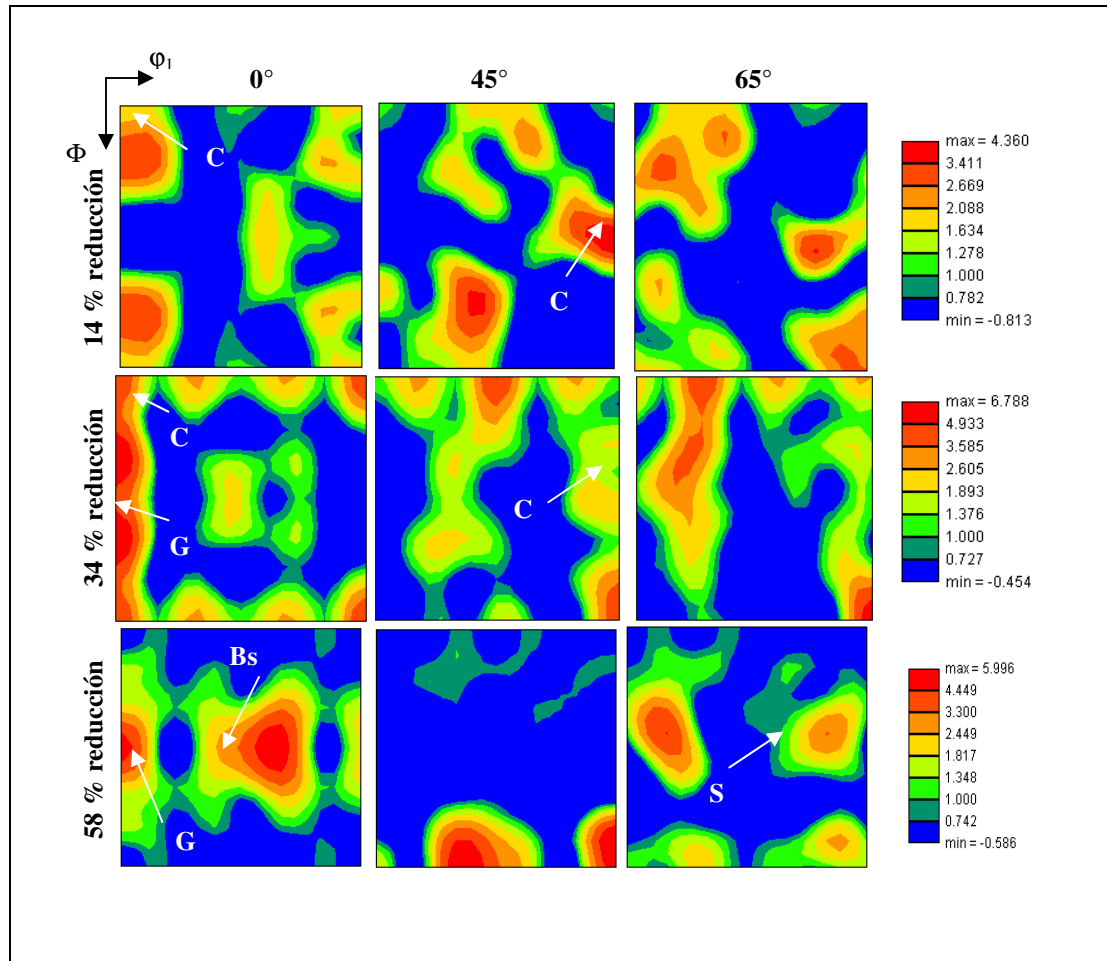


Figura 5.24 Identificación de componentes de textura

Se ha reportado que la textura de aleaciones de aluminio sometidas a laminación en frío es dominada por las componentes que constituyen la fibra β ^{96,112}. Para muestras que han sido deformados en un solo pase, como es el

caso de este trabajo, la intensidad de la textura por deformación se incrementa gradualmente al aumentarse la deformación¹¹⁶. Es importante mencionar que el aspecto de granos elongados o aplastados no implica que existe textura en el material. De la misma manera, la presencia de granos equiaxiales no implica una orientación aleatoria¹¹⁹. De la Figura 5.24 se identifica la presencia de las componentes Cúbica (C), Cobre (Cu), Goss (G), Latón (Bs) y la componente S. Para la muestra con el menor porcentaje de reducción (14 %) la componente Cúbica está presente. Al incrementarse el porcentaje de reducción, la intensidad de la componente disminuye. Por último, al incrementarse aun más el porcentaje de reducción (58 %) esta componente desaparece. Un comportamiento similar ya ha sido reportado para una muestra de una aleación AA5182 con una reducción menor al 30 %⁷⁸. La componente Goss se va intensificando a medida que aumenta la deformación. Ya se había reportado un comportamiento similar para la componente Goss en el caso de una aleación AA5052 por Liu¹⁸ y Jazaeri¹¹². De manera contraria ocurre para la componente Cobre que desaparece para dar lugar a la componente Latón.

La Figura 5.25 muestra los correspondientes mapas de orientaciones para las tres condiciones de reducción; el plano mostrado es el RD-TD. Para la muestra con menor reducción [14 %, Figura 5.25a)] la deformación de los granos apenas es notoria. A medida que la reducción aumenta se puede observar [Figura 5.25 b)] que los granos orientados hacia la componente Goss $\langle 001 \rangle$ son los predominantes y empiezan a aparecer los granos orientados a la componente Latón $\langle 101 \rangle$.

Finalmente, en la Figura 5.25c) la orientación de los granos está definida entre las orientaciones Goss y Latón, es decir, no se puede considerar que exista una orientación preferencial.

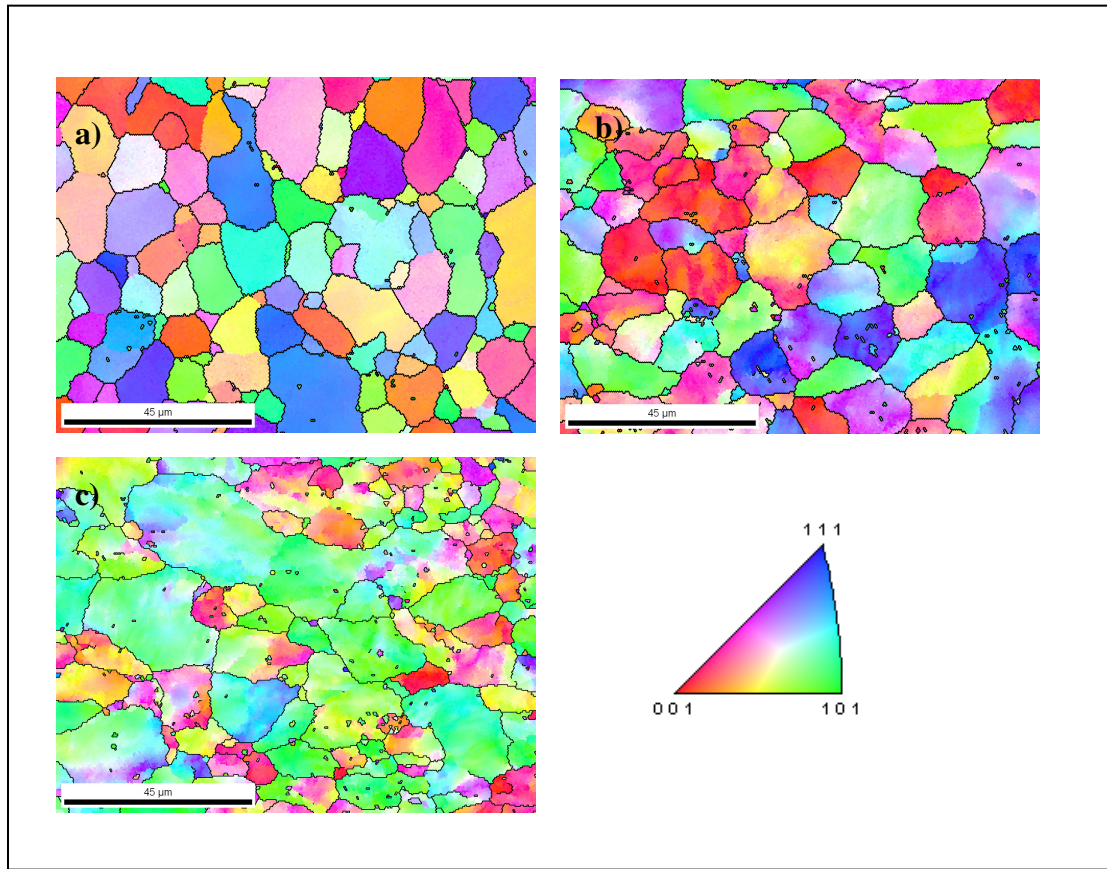


Figura 5.25 Mapa de orientaciones de las muestras laminadas a 14, 34 y 58 % de deformación: a), b) y c), respectivamente.

Esto se puede explicar de la siguiente manera, las muestras presentan un moderado porcentaje de reducción en los que las componentes de textura apenas comienzan a hacerse visibles. Chowdhury realizó un análisis de textura en una aleación AA5182 en muestras con diferentes porcentajes de reducción¹²⁰. En las muestras que ellos estudiaron y que habían sido reducidas en un 40% ellos no pudieron determinar alguna componente que fuera mas intensa que la otra. Se atribuyó este efecto a que durante el proceso de laminación se formaron zonas heterogéneas de deformación. Fue hasta las muestras que se redujeron en un 90 % en las que ellos pudieron identificar las componentes más predominantes. También Liu y colaboradores estudiaron la textura de deformación en muestras laminadas de una aleación AA5182 desde 0 hasta 93 % de reducción. Ellos reportaron que fue hasta que las muestras

alcanzaron un porcentaje de reducción del 92 % se pudo determinar que los componentes de textura de deformación eran principalmente las fibras β y la componente Goss⁷⁸. Además, estudiaron una aleación AA5052 en donde las muestras reducidas hasta porcentajes mayores a 90 % muestran una intensidad máxima de la fibra β ¹⁰⁰. Desafortunadamente, en este trabajo, no fue posible analizar las muestras con mayor grado de deformación.

5.7 Laminación de la cinta

Se seleccionó la velocidad de giro de los rodillos de 0.16 m/s como la adecuada para el proceso de laminado del alambre de 5.1 mm de diámetro para la obtención de la cinta. En la Tabla 5.8 se muestran los cambios dimensionales del alambre conforme los pases de laminación.

Tabla 5.8 *Serie de pases para obtener la cinta*

	P ₁	P ₂	P ₃	P ₄	P ₅
<i>h</i> (mm)	3.17	1.72	1.11	0.71	0.38
<i>w</i> (mm)	6.28	7.75	8.37	9.13	9.55
Reducción acumulada (%)	37.8	66.2	78.2	86.0	92.5
Reducción por pase (%)	37.8	28.4	12.0	7.8	6.5

Se extrajeron muestras de cada uno de los pases de laminación con el propósito de hacer ensayos de tensión y análisis microestructural. La Figura 5.26 muestra la evolución de la resistencia mecánica del material en cada uno de los 5 pases de laminación. Se incluye la curva correspondiente al alambre de partida.

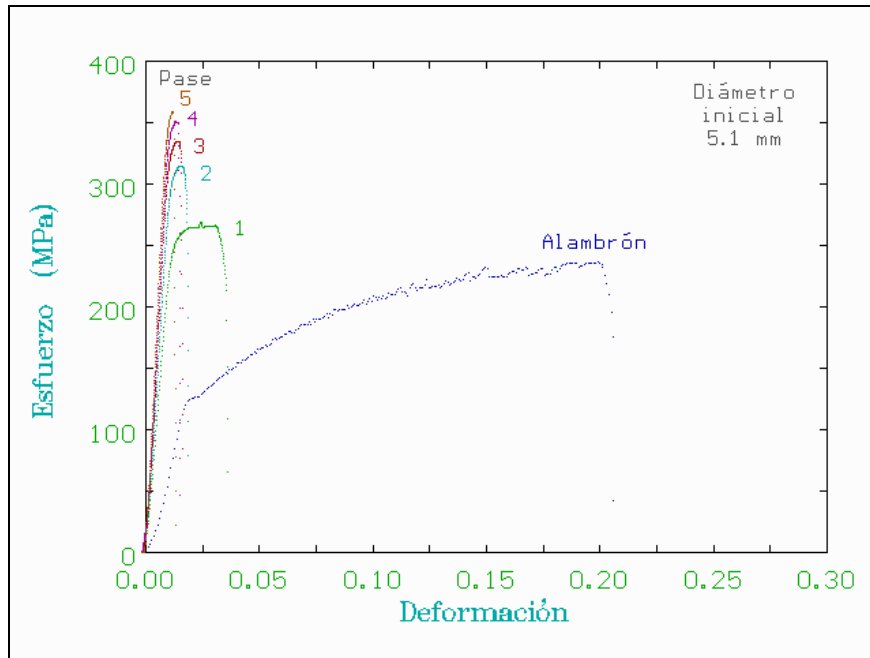


Figura 5.26 Ensayo de tensión para cada uno de los pases de laminación

En la Figura 5.27 se muestra el ajuste realizado según la ecuación de Voce para los pases de laminación de la cinta.

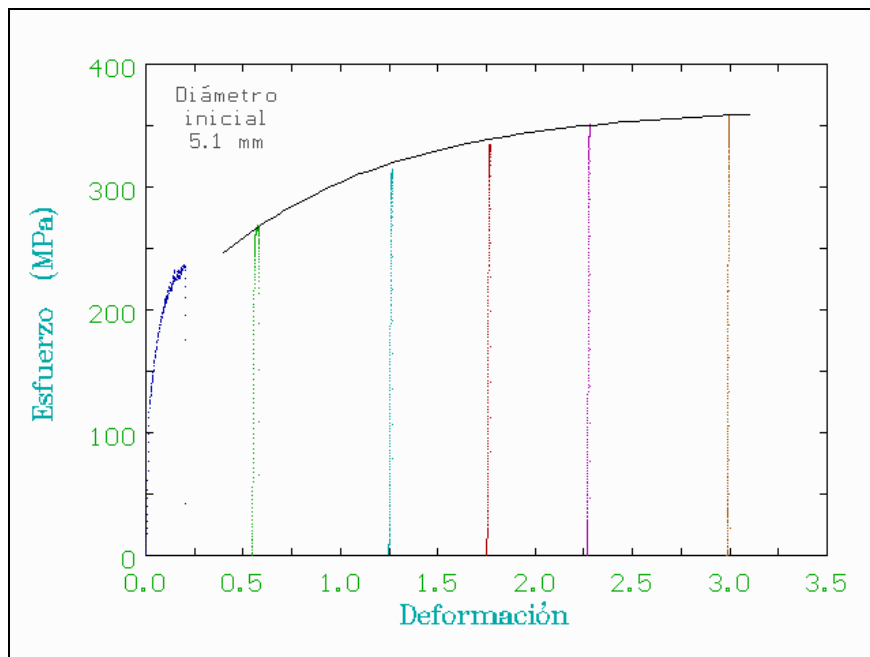


Figura 5.27 Curvas esfuerzo-deformación para el alambre de partida y para los 5 pases de laminado (líneas punteadas); se muestran los datos experimentales y la curva de ajuste de acuerdo a la ecuación de Voce (línea continua)

De este ajuste se obtuvieron los valores de $\sigma_s=365$ MPa, $\sigma_0=180$ MPa y $C=0.9$. Se puede decir que estos valores son muy cercanos a los obtenidos para los primeros cinco pasos de laminación del alambón de 9.5 mm de diámetro. Es decir, el comportamiento de las propiedades mecánicas durante el proceso de laminación en frío es independiente del diámetro de partida. Los cambios se harán notorios después que el material sea recocido.

En el último pase, se alcanzan las dimensiones deseadas de la cinta (0.381x9.54 mm), mas no así los valores de resistencia y porcentaje de deformación. Por esto, es necesario someter la cinta final a un proceso de recocido. Se escogieron tres diferentes tiempos de recocido para conocer el cambio en los valores de resistencia. La temperatura se mantuvo constante, a 350 °C. La Figura 5.288 muestra los resultados obtenidos. Como se puede observar, el material no muestra cambios significativos entre 10 y 15 min de recocido.

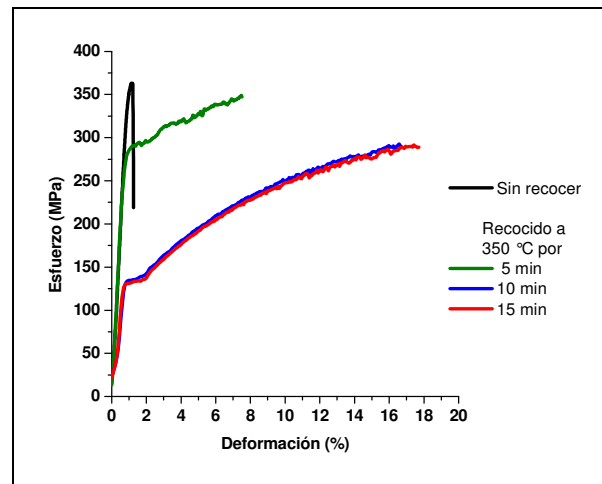


Figura 5.28 Comportamiento mecánico de la cinta final a diferentes tiempos de recocido

La Tabla 5.9 recopila los valores de esfuerzo y deformación para los tres diferentes tiempos de recocido. Cabe mencionar que la meta de este proyecto era tener un valor de esfuerzo de 260-300 MPa y un valor mínimo de

deformación de 7.8%. De la Tabla 5.8 se observa que la cinta recocida por 10 min es la que mas se acerca a las condiciones deseadas.

Tabla 5. 9 Valores obtenidos del ensayo de tensión para la cinta final

Tiempo recocido (min)	Esfuerzo (MPa)	Deformación (%)
5	324	7.9
10	256	18.9
15	245	19.5

La Figura 5.29 muestra la morfología de los granos de la cinta obtenida por el proceso de laminación del alambre después del tratamiento de recocido a 350 °C a los tres tiempos diferentes mencionados anteriormente. Es evidente que la aleación 5154A es muy sensible al tiempo de recocido, tal como se demuestra con las micrografías. En la Figura 5.29a los granos aún están muy elongados debido a la deformación. A los 10 min de recocido (Figura 5.29b) los granos han cambiado a una forma equiaxial aunque en el centro de la cinta es posible aún distinguir algunos granos elongados. La última imagen (Figura 5.29c) muestra los granos totalmente equiaxiales y ya no se encontraron zonas de granos elongados, además que el tamaño de grano es más uniforme que en los dos casos anteriores.

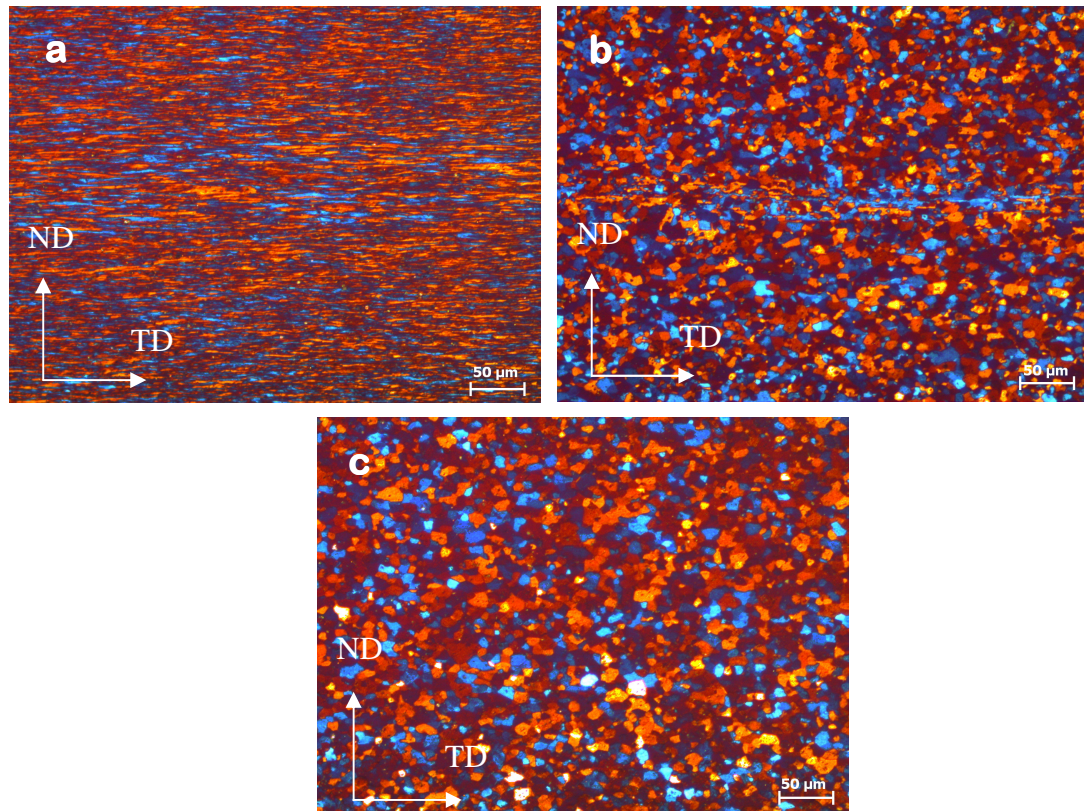


Figura 5.29 Morfología de los granos de la cinta después del recocido a 350 °C por 5 min (a), 10 min (b) y 15 min (c); 200x

Capítulo 6

Conclusiones y recomendaciones

6.1 Conclusiones

De los resultados y discusiones del presente trabajo de Tesis se generaron las siguientes conclusiones

- A partir de un alambrón de sección circular de 9.5 mm de diámetro y con una serie de 9 pases de laminado se pudo obtener una cinta de 0.38 mm de espesor y 15.24 mm de ancho. Es necesario intercalar recocidos parciales a 350 °C por 25 min después del pase 4 o 5 con el objetivo de reblandecer el material para que éste pueda seguir deformándose. Las propiedades mecánicas de la cinta final se ven afectadas por el orden en el cual estos recocidos parciales son realizados y por el tiempo de recocido.
- Cuando el material de partida es un alambre de 5.12 mm de diámetro, se puede obtener una cinta de 0.38x9.5 mm en 5 pases consecutivos de laminación. En este esquema de laminación no es necesario incluir recocidos parciales. Las propiedades finales de la cinta dependen del tiempo de recocido final. Para alcanzar un esfuerzo de 260-300 MPa y al menos un 7.8% de deformación, después del último pase de laminación se sometió a la cinta final a un recocido de 350 °C por 10 min.
- La morfología de los granos de la cinta final de 0.38 mm de espesor, independientemente del diámetro del alambrón inicial, se puede modificar en tiempos muy cortos de recocido a 350 °C. En un periodo de 15 min de recocido, fue posible obtener una morfología homogénea de granos equiaxiales.

- Dentro de las variables de procesamiento durante la deformación por laminado, la velocidad de giro de los rodillos del molino y el porcentaje de deformación de cada pase son las que mas afectan el producto final. Velocidades por encima de 0.20 m/s y porcentajes de reducción mayores al 60 % causan agrietamiento en los bordes de material laminado.
- Los cambios dimensionales tales como espesor y deformación lateral, es decir, la geometría final del alambre deformado tienen una alta dependencia de los factores geométricos del procesamiento mismo, tales como porcentaje de reducción y número de pases de laminación.
- Los porcentajes de deformación estudiados por EBSD, es decir, 14, 34 y 58 % no muestran una orientación que se pueda considerar preferencial. Sin embargo, en los mapas correspondientes a 0, 45 y 65 ° es posible identificar las componentes principales que forman la fibra β . Estas son: Cúbica (C), Cobre (Cu), Goss (G), Latón (Bs) y la componente S. El grado de deformación afecta la intensidad de estas componentes.

6.2 Recomendaciones

Lo siguiente son propuestas y recomendaciones sugeridas para lograr un mejor entendimiento acerca de la deformación de la aleación de aluminio 5154 que se estudió en este proyecto de Tesis:

- Utilizar un molino de cuatro rodillos para la laminación del alambre de 5.12 mm de diámetro y comparar los resultados con los obtenidos del molino dúo que se usó en esta Tesis con el objetivo de determinar el equipo óptimo para obtener una cinta de 0.381 mm de espesor y 9.5 mm de ancho.
- Para obtener un mejor conocimiento acerca del comportamiento de la textura de la aleación 5154A se recomienda analizar las muestras obtenidas en cada pase de laminación hasta la obtención final de la cinta y así documentar la evolución de la misma. También se sugiere el uso de la técnica por difracción de rayos X para estudiar la microtextura y complementar la información obtenida por EBSD.
- Se sugiere utilizar la técnica por microscopía electrónica de transmisión para analizar las dislocaciones y su relación con las propiedades de la aleación durante el proceso de laminación.

Capítulo 7

Referencias

- 1 Sp G. Pantelakis and N. D. Alexopoulos, "Assessment of the ability of conventional and advanced wrought aluminum alloys for mechanical performance in light-weight applications," *Materials & Design* **29** (1), 80-91 (2008).
- 2 Jun Liu, Ming-Jen Tan, Anders-Eric-Wollmar Jarfors, Yingyot Aue-u-lan, and Sylvie Castagne, "Formability in AA5083 and AA6061 alloys for light weight applications," *Materials & Design* **31, Supplement 1** (0), S66-S70 (2010).
- 3 K. Prasad Rao, G. D. Janaki Ram, and B. E. Stucker, "Improvement in corrosion resistance of friction stir welded aluminum alloys with micro arc oxidation coatings," *Scripta Materialia* **58** (11), 998-1001 (2008).
- 4 S. Aksöz, Y. Ocak, N. Maraşlı, E. Çadırli, H. Kaya, and U. Büyük, "Dependency of the thermal and electrical conductivity on the temperature and composition of Cu in the Al based Al-Cu alloys," *Experimental Thermal and Fluid Science* **34** (8), 1507-1516 (2010).
- 5 E. W. Lee, T. Oppenheim, K. Robinson, B. Aridkahari, N. Neylan, D. Gebreyesus, M. Richardson, M. Arzate, C. Bove, M. Iskandar, C. Sanchez, E. Toss, I. Martinez, D. Arenas, J. Ogren, J. McLennan, R. Clark, W. E. Frazier, and O. S. Es-Said, "The effect of thermal exposure on the electrical conductivity and static mechanical behavior of several age hardenable aluminum alloys," *Engineering Failure Analysis* **14** (8), 1538-1549 (2007).
- 6 H. Amini Mashhadi, A. Moloodi, M. Golestanipour, and E. Z. V. Karimi, "Recycling of aluminium alloy turning scrap via cold pressing and melting with salt flux," *Journal of Materials Processing Technology* **209** (7), 3138-3142 (2009).
- 7 M. A. Rekik, A. Rebhi, and N. Njah, "The Effect Of Copper Addition On Microstructural Parameters Of An Aluminium Alloy Processed By Equal Channel Angular Pressing," *Physics Procedia* **2** (3), 1271-1279 (2009).
- 8 Fernando Lasagni, Bernhard Mingler, Myriam Dumont, and Hans Peter Degischer, "Precipitation kinetics of Si in aluminium alloys," *Materials Science and Engineering: A* **480** (1-2), 383-391 (2008).
- 9 Aiza Jaafar, Azmi Rahmat, Zuhailawati Hussain, and Ismail Zainol, "Effect of Mg, Si and Cu content on the microstructure of dilute 6000 series aluminium alloys," *Journal of Alloys and Compounds* **509** (35), 8632-8640 (2011).
- 10 S. S. Sreeja Kumari, R. M. Pillai, T. P. D. Rajan, and B. C. Pai, "Effects of individual and combined additions of Be, Mn, Ca and Sr on the solidification behaviour, structure and mechanical properties of Al-7Si-0.3Mg-0.8Fe alloy," *Materials Science and Engineering: A* **460-461** (0), 561-573 (2007).
- 11 Abhay K. Jha, Swathi Kiranmayee m, Sushant K. Manwatkar, and P. Ramesh Narayanan, "Metallurgical investigation of cracked Al-5.5Zn-2.5Mg-1.5Cu aluminium alloy valve," *Case Studies in Engineering Failure Analysis* **1** (3), 179-185 (2013).
- 12 Guang Yang, Xiao-Jian Fu, Jing-Bo Sun, and Ji Zhou, "Optical properties of aluminum silver alloy films deposited by magnetron sputtering," *Journal of Alloys and Compounds* **547** (0), 23-28 (2013).
- 13 I. Sabirov, M. Yu Murashkin, and R. Z. Valiev, "Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development," *Materials Science and Engineering: A* **560** (0), 1-24 (2013).

- 14 M. A. García-Bernal, R. S. Mishra, R. Verma, and D. Hernández-Silva, "Hot deformation behavior of friction-stir processed strip-cast 5083 aluminum alloys with different Mn contents," *Materials Science and Engineering: A* **534** (0), 186-192 (2012).
- 15 O. Engler, C. Schäfer, and H. J. Brinkman, "Crystal-plasticity simulation of the correlation of microtexture and roping in AA 6xxx Al–Mg–Si sheet alloys for automotive applications," *Acta Materialia* **60** (13–14), 5217-5232 (2012).
- 16 J. Hirsch, "Automotive Trends in Aluminum - The European Perspective," *Materials Forum* **28**, 15-23 (2004).
- 17 P.E. Fortin and P Marois, (1995).
- 18 W. C. Liu and J. G. Morris, "Effect of hot and cold deformation on the β fiber rolling texture in continuous cast AA 5052 aluminum alloy," *Scripta Materialia* **52** (12), 1317-1321 (2005).
- 19 G. Y. Deng, A. K. Tieu, L. Y. Si, L. H. Su, C. Lu, H. Wang, M. Liu, H. T. Zhu, and X. H. Liu, "Influence of cold rolling reduction on the deformation behaviour and crystallographic orientation development," *Computational Materials Science* **81** (0), 2-9 (2014).
- 20 Shibayan Roy, Satyaveer Singh D, Satyam Suwas, S. Kumar, and K. Chattopadhyay, "Microstructure and texture evolution during accumulative roll bonding of aluminium alloy AA5086," *Materials Science and Engineering: A* **528** (29–30), 8469-8478 (2011).
- 21 Y. P. Chen, W. B. Lee, and Sandy To, "Influence of initial texture on formability of aluminum sheet metal by crystal plasticity FE simulation," *Journal of Materials Processing Technology* **192–193** (0), 397-403 (2007).
- 22 W. C. Liu and J. G. Morris, "Kinetics of the formation of the β fiber rolling texture in continuous cast AA 5xxx series aluminum alloys," *Scripta Materialia* **47** (11), 743-748 (2002).
- 23 James E. House and Kathleen A. House, "CHAPTER 9 - Aluminum, Gallium, Indium, and Thallium", in *Descriptive Inorganic Chemistry (Second Edition)*, edited by James E. House and Kathleen A. House (Academic Press, Amsterdam, 2010), pp. 207-223.
- 24 David A. Atwood and Burl C. Yearwood, "The future of aluminum chemistry," *Journal of Organometallic Chemistry* **600** (1–2), 186-197 (2000).
- 25 The Aluminum Association, "Rolling Aluminum: From the Mine Through the Mill", edited by The Aluminum Association (2008).
- 26 Alton T. Tabereaux and Ray D. Peterson, "Chapter 2.5 - Aluminum Production", in *Treatise on Process Metallurgy*, edited by Seshadri Seetharaman (Elsevier, Boston, 2014), pp. 839-917.
- 27 R. E.; Farnsworth Sanders, D. M., "Trends in Aluminum Materials Usage for Electronics," *Journal of Electronic Materials* **63** (10), 12-15 (2011).
- 28 J.E. Hatch, A. Association, and A.S. Metals, *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*. (American Society for Metals, 1984).
- 29 J. Hirsch and T. Al-Samman, "Superior light metals by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications," *Acta Materialia* **61** (3), 818-843 (2013).

- 30 R. J. H. Wanhill, "Chapter 15 - Aerospace Applications of Aluminum–Lithium Alloys", in *Aluminum-lithium Alloys*, edited by N. Eswara Prasad, Amol A. Gokhale, and R. J. H. Wanhill (Butterworth-Heinemann, Boston, 2014), pp. 503-535.
- 31 Wei-Qiang Chen and T. E. Graedel, "Dynamic analysis of aluminum stocks and flows in the United States: 1900–2009," *Ecological Economics* **81** (0), 92-102 (2012).
- 32 I. G. Masters, D. K. Williams, and R. Roy, "Friction behaviour in strip draw test of pre-stretched high strength automotive aluminium alloys," *International Journal of Machine Tools and Manufacture* **73** (0), 17-24 (2013).
- 33 Gianfranco De Matteis, Giuseppe Brando, and Federico M. Mazzolani, "Pure aluminium: An innovative material for structural applications in seismic engineering," *Construction and Building Materials* **26** (1), 677-686 (2012).
- 34 L. Bouchama, N. Azzouz, N. Boukmouche, J. P. Chopart, A. L. Daltin, and Y. Bouznit, "Enhancing aluminum corrosion resistance by two-step anodizing process," *Surface and Coatings Technology* **235** (0), 676-684 (2013).
- 35 S. Al Shakhshir and M. Medraj, "Computational Thermodynamic Model for the Mg-Al-Y System," *Journal of Phase Equilibria & Diffusion* **27** (3), 231-244 (2006).
- 36 D. Vojtech, "Challenges for research and development of new aluminum alloys," *Metalurgija* **49** (3), 181-185 (2010).
- 37 E. A. Starke Jr, "Alloys: Aluminum", in *Encyclopedia of Condensed Matter Physics*, edited by Franco BassaniGerald L. LiedlPeter Wyder (Elsevier, Oxford, 2005), pp. 18-24.
- 38 J. A. Schey, *Procesos de Manufactura*. (McGraw-Hill, 2002), 3a ed.
- 39 G.E. Totten and D.S. MacKenzie, *Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes*. (CRC Press, 2003).
- 40 ASM International. Handbook Committee, *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. (ASM International, 1990).
- 41 "International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys", in *Teal Sheets*, edited by The Aluminum Association (2004).
- 42 A. Gehring and H. Saal, "Mechanical properties of aluminium in structural sheeting," *Thin-Walled Structures* **44** (12), 1231-1239 (2006).
- 43 Y. M. Zhao, W. C. Liu, and J. G. Morris, "Quantitative analysis of texture evolution of cold-rolled direct-chill-cast and continuous-cast AA5052 and AA5182 aluminum alloys during isothermal annealing," *Metall and Mat Trans A* **35** (11), 3613-3629 (2004).
- 44 Dong-Yeob Park and Marek Niewczas, "Plastic deformation of Al and AA5754 between 4.2 K and 295 K," *Materials Science and Engineering: A* **491** (1–2), 88-102 (2008).
- 45 Kyung-Tae Park, Hang-Jae Lee, Chong Soo Lee, Won Jong Nam, and Dong Hyuk Shin, "Enhancement of high strain rate superplastic elongation of a modified 5154 Al by subsequent rolling after equal channel angular pressing," *Scripta Materialia* **51** (6), 479-483 (2004).

- 46 W. J. Liang, P. A. Rometsch, L. F. Cao, and N. Birbilis, "General aspects related to the corrosion of 6xxx series aluminium alloys: Exploring the influence of Mg/Si ratio and Cu," *Corrosion Science* **76** (0), 119-128 (2013).
- 47 Y. Wang, R. K. Gupta, N. L. Sukiman, R. Zhang, C. H. J. Davies, and N. Birbilis, "Influence of alloyed Nd content on the corrosion of an Al–5Mg alloy," *Corrosion Science* **73** (0), 181-187 (2013).
- 48 L. Tan and T. R. Allen, "Effect of thermomechanical treatment on the corrosion of AA5083," *Corrosion Science* **52** (2), 548-554 (2010).
- 49 K. Unocic, M. Mills, G. Daehn, and P. Kobe, "Microstructural Analysis of 5XXX Series Aluminum Alloys for Optimal Strength and Corrosion Resistance," *Microscopy and Microanalysis* **11** (Supplement S02), 700-701 (2005).
- 50 M. Kutz, *Handbook of Materials Selection*. (Wiley, 2002).
- 51 K.; Hirokane Yanagida, T.; Sumitomo, M.; Takaoka, H., United States (1976).
- 52 J. Metson, "2 - Production of alumina", in *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, edited by Roger Lumley (Woodhead Publishing, 2011), pp. 23-48.
- 53 Sankar Namboothiri, Mark P. Taylor, John J. J. Chen, Margaret M. Hyland, and Mark Cooksey, "Aluminium production options with a focus on the use of a hydrogen anode: a review," *Asia-Pacific Journal of Chemical Engineering* **2** (5), 442-447 (2007).
- 54 Anette Mathisen, Henriette Sørensen, Nils Eldrup, Ragnhild Skagestad, Morten Melaaen, and Gunn Iren Müller, "Cost Optimised CO₂ Capture from Aluminium Production," *Energy Procedia* **51** (0), 184-190 (2014).
- 55 W. Martienssen and H. Warlimont, *Springer Handbook of Condensed Matter and Materials Data: CD-ROM*. (Springer, 2005).
- 56 J. Sengupta, B. G. Thomas, and M. A. Wells, "The use of water cooling during the continuous casting of steel and aluminum alloys," *Metall and Mat Trans A* **36** (1), 187-204 (2005).
- 57 ASM International. Handbook Committee, *Casting*. (1988).
- 58 C. M. Brocato, "State of the Art of the Properzi Technology for Rod and Ingots Production", in *5th International Metal Quality Workshop* (2012).
- 59 I. Properzi, "Continuous casting machine", (Google Patents, 1958).
- 60 M.P. Groover, *Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, Processes, and Systems*. (John Wiley & Sons, 2010).
- 61 C. M. Kuo and H. H. Chu, "Plastic deformation mechanism of pure aluminum at low homologous temperatures," *Materials Science and Engineering: A* **409** (1–2), 59-66 (2005).
- 62 A. C. Umamaheshwer Rao, V. Vasu, M. Govindaraju, and K. V. Sai Srinadh, "Influence of Cold Rolling and Annealing on the Tensile Properties of Aluminum 7075 Alloy," *Procedia Materials Science* **5** (0), 86-95 (2014).
- 63 Z. Huda, "Effects of Degrees of Cold Working and Recrystallization on the Microstructure and Hardness of Commercial-Purity Aluminum," *European Journal of Scientific Research* **26** (4), 549-557 (2009).
- 64 W. C. Liu, H. Yuan, M. J. Huang, D. Y. Cai, and Q. X. Yang, "Quantifying the recrystallization of cold rolled AA 3015 aluminum alloy by X-ray diffraction," *Materials Science and Engineering: A* **524** (1–2), 168-175 (2009).
- 65 W. A. Backofen, *Deformation Processing*. (1972).

- 66 S.L. Kakani, *Material Science*. (New Age International (P) Limited, Publishers, 2006).
- 67 G.E. Dieter and D.J. Bacon, *Mechanical Metallurgy*. (MCGRAW-HILL Higher Education, 1988).
- 68 Alan M Russell and Kok Loong Lee, *Structure-Property Relations in Nonferrous Metals*. (John Wiley and Sons, Inc., 2005).
- 69 ASM International. Handbook Committee, *Mechanical Testing and Evaluation*. (ASM International, 2000).
- 70 A. Airod, H. Vandekinderen, J. Barros, R. Colás, and Y. Houbaert, "Constitutive equations for the room temperature deformation of commercial purity aluminum," *Journal of Materials Processing Technology* **134** (3), 398-404 (2003).
- 71 B. K. Choudhary and D. P. Rao Palaparti, "Comparative tensile flow and work hardening behaviour of thin section and forged thick section 9Cr–1Mo ferritic steel in the framework of Voce equation and Kocks–Mecking approach," *Journal of Nuclear Materials* **430** (1–3), 72-81 (2012).
- 72 ASM International, *Atlas of Stress-strain Curves*. (ASM International, 2002).
- 73 D. Askeland and P. Fulay, *Essentials of Materials Science & Engineering - SI Version*. (Cengage Learning, 2009).
- 74 G. V. S. S. Prasad, M. Goerdeler, and G. Gottstein, "Work hardening model based on multiple dislocation densities," *Materials Science and Engineering: A* **400–401** (0), 231-233 (2005).
- 75 B.S. Mitchell, *An Introduction to Materials Engineering and Science for Chemical and Materials Engineers*. (Wiley, 2003).
- 76 Øyvind Ryen, HansIvar Laukli, Bjørn Holmedal, and Erik Nes, "Large strain work hardening of aluminum alloys and the effect of Mg in solid solution," *Metall and Mat Trans A* **37** (6), 2007-2013 (2006).
- 77 A. Ma and F. Roters, "A constitutive model for fcc single crystals based on dislocation densities and its application to uniaxial compression of aluminium single crystals," *Acta Materialia* **52** (12), 3603-3612 (2004).
- 78 W. C. Liu and J. G. Morris, "Comparison of the texture evolution in cold rolled DC and SC AA 5182 aluminum alloys," *Materials Science and Engineering: A* **339** (1–2), 183-193 (2003).
- 79 H. N. Azari, D. S. Wilkinson, S. X. Girard, and D. J. Lloyd, "Effect of thermomechanical treatment on the evolution of rolling and recrystallization textures in twin-belt cast AA5754 aluminum alloy," *Metall and Mat Trans A* **35** (6), 1839-1851 (2004).
- 80 M. Slámová, V. Očenášek, and G. Vander Voort, "Polarized light microscopy: utilization in the investigation of the recrystallization of aluminum alloys," *Materials Characterization* **52** (3), 165-177 (2004).
- 81 I. Baker, "Recovery, recrystallization and grain growth in ordered alloys," *Intermetallics* **8** (9–11), 1183-1196 (2000).
- 82 E. M. Lauridsen, H. F. Poulsen, S. F. Nielsen, and D. Juul Jensen, "Recrystallization kinetics of individual bulk grains in 90% cold-rolled aluminium," *Acta Materialia* **51** (15), 4423-4435 (2003).
- 83 E.J. Mittemeijer, *Fundamentals of Materials Science: The Microstructure–Property Relationship Using Metals as Model Systems*. (Springer, 2010).

- 84 J. J. Nah, H. G. Kang, M. Y. Huh, and O. Engler, "Effect of strain states during cold rolling on the recrystallized grain size in an aluminum alloy," *Scripta Materialia* **58** (6), 500-503 (2008).
- 85 W. C. Liu and B. Radhakrishnan, "Recrystallization behavior of a supersaturated Al-Mn alloy," *Materials Letters* **64** (16), 1829-1832 (2010).
- 86 G. Hirt and S. Senge, "Selected Processes and Modeling Techniques for Rolled Products," *Procedia Engineering* **81** (0), 18-27 (2014).
- 87 Karl Heinrich Schroder, "A Basic Understanding of the Mechanics of Rolling Mill Rolls", (ESW & BRC, 2003).
- 88 Janusz Pośpiech, "Calculation method for deformations of stand and rolls to obtain products with small dimension of tolerances," *Journal of Materials Processing Technology* **166** (3), 417-422 (2005).
- 89 ASM International. Handbook Committee, *Forming and Forging*. (1988).
- 90 M. Kazeminezhad, A. Karimi Taheri, and A. Kiet Tieu, "A study on the cross-sectional profile of flat rolled wire," *Journal of Materials Processing Technology* **200** (1-3), 325-330 (2008).
- 91 Björn Carlsson, "The contact pressure distribution in flat rolling of wire," *Journal of Materials Processing Technology* **73** (1-3), 1-6 (1998).
- 92 M. Kazeminezhad and A. Karimi Taheri, "A theoretical and experimental investigation on wire flat rolling process using deformation pattern," *Materials & Design* **26** (2), 99-103 (2005).
- 93 M. Kazeminezhad and A. Karimi Taheri, "An experimental investigation on the deformation behavior during wire flat rolling process," *Journal of Materials Processing Technology* **160** (3), 313-320 (2005).
- 94 R. Iankov, "Finite element simulation of profile rolling of wire," *Journal of Materials Processing Technology* **142** (2), 355-361 (2003).
- 95 M. Mashayekhi, N. Torabian, and M. Poursina, "Continuum damage mechanics analysis of strip tearing in a tandem cold rolling process," *Simulation Modelling Practice and Theory* **19** (2), 612-625 (2011).
- 96 A. Rollett, F.J. Humphreys, and G.S. Rohrer, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. (Elsevier Science, 2004).
- 97 V. Randle and O. Engler, *Introduction to Texture Analysis: Macrotexture, Microtexture and Orientation Mapping*. (Taylor & Francis, 2000).
- 98 V. G. Shepelevich, P. A. Siutsova, E. Yu Neumerzhytskaya, E. S. Gutko, and K. V. Kuckorecko, "Texture of rapidly solidified foils of aluminium and its alloys," *Journal of Alloys and Compounds* **403** (1-2), 267-269 (2005).
- 99 Md Zaid and P. P. Bhattacharjee, "Electron backscatter diffraction study of deformation and recrystallization textures of individual phases in a cross-rolled duplex steel," *Materials Characterization* **96** (0), 263-272 (2014).
- 100 W. C. Liu, C. S. Man, and J. G. Morris, "Lattice rotation of the cube orientation to the β fiber during cold rolling of AA 5052 aluminum alloy," *Scripta Materialia* **45** (7), 807-814 (2001).
- 101 Vincenzo Parente, Gabriele Campagnano, Domenico Giuliano, Arturo Tagliacozzo, and Francisco Guinea, "Topological Defects in Topological Insulators and Bound States at Topological Superconductor Vortices," *Materials* **7** (3), 1652-1686 (2014).

- 102 A. G. Jackson, "Slip Systems", in *Handbook of Crystallography* (Springer New York, 1991), pp. 83-88.
- 103 Kun Yan, David G. Carr, Mark D. Callaghan, Klaus-Dieter Liss, and Huijun Li, "Deformation mechanisms of twinning-induced plasticity steels: In situ synchrotron characterization and modeling," *Scripta Materialia* **62** (5), 246-249 (2010).
- 104 J. Li, L. Yang, and S. I. Rokhlin, "Effect of texture and grain shape on ultrasonic backscattering in polycrystals," *Ultrasonics* **54** (7), 1789-1803 (2014).
- 105 S. Johansson, X. H. Zeng, N. E. Andersson, and R. L. Peng, "Measurement of average texture of cold-rolled aluminium sheet by electron back-scattering diffraction: a comparison with neutron diffraction," *Materials Science and Engineering: A* **315** (1–2), 129-135 (2001).
- 106 Sara J. Pérez-Bergquist, G. T. Gray Iii, Ellen K. Cerreta, Carl P. Trujillo, and Alex Pérez-Bergquist, "The dynamic and quasi-static mechanical response of three aluminum armor alloys: 5059, 5083 and 7039," *Materials Science and Engineering: A* **528** (29–30), 8733-8741 (2011).
- 107 B.D. Cullity and S.R. Stock, *Elements of X-ray Diffraction*. (Prentice Hall, 2001).
- 108 A. J. Schwartz, M. Kumar, B. L. Adams, and D. P. Field, *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*. (2009), Second ed.
- 109 R. P. Goehner and J. R. Michael, "Phase Identification in a Scanning Electron Microscope Using Backscattered Electron Kikuchi Patterns," *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology* **101** (3), 301-308 (1996).
- 110 Josué Amilcar Aguilar Martínez, Universidad Autónoma de Nuevo León, 2013.
- 111 A.K. Singh and Defence Metallurgical Research Laboratory, *Advanced X-ray Techniques in Research and Industry*. (IOS Press, 2005).
- 112 H. Jazaeri and F. J. Humphreys, "The transition from discontinuous to continuous recrystallization in some aluminium alloys: I – the deformed state," *Acta Materialia* **52** (11), 3239-3250 (2004).
- 113 J. Z. Chen, L. Zhen, W. Z. Shao, S. L. Dai, and Y. X. Cui, "Through-thickness texture gradient in AA 7055 aluminum alloy," *Materials Letters* **62** (1), 88-90 (2008).
- 114 Yu-xuan Du, Xin-ming Zhang, Ling-ying Ye, and Zhi-hui Luo, "Recrystallization behavior of high purity aluminum at 300 °C," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* **16** (6), 1307-1312 (2006).
- 115 Olaf Engler and Jürgen Hirsch, "Texture control by thermomechanical processing of AA6xxx Al–Mg–Si sheet alloys for automotive applications—a review," *Materials Science and Engineering: A* **336** (1–2), 249-262 (2002).
- 116 Jurij J. Sidor, Roumen H. Petrov, and Leo A. I. Kestens, "Microstructural and texture changes in severely deformed aluminum alloys," *Materials Characterization* **62** (2), 228-236 (2011).
- 117 R. K. Roy and S Das, "New combination of polishing and etching technique for revealing grain structure of an annealed aluminum (AA1235) alloy," *Journal of Materials Science* **41** (1) (2006).
- 118 Christian B. Fuller, Albert R. Krause, David C. Dunand, and David N. Seidman, "Microstructure and mechanical properties of a 5754 aluminum alloy modified by

- Sc and Zr additions," *Materials Science and Engineering: A* **338** (1–2), 8-16 (2002).
- 119 D.S. MacKenzie and G.E. Totten, *Analytical Characterization of Aluminum, Steel, and Superalloys*. (CRC Press, 2005).
- 120 Sandip Ghosh Chowdhury, "Development of texture during cold rolling in AA5182 alloy," *Scripta Materialia* **52** (2), 99-105 (2005).

INDICE DE TABLAS

<i>Tabla 2. 1 Algunos datos de interés del aluminio en su estado puro</i> ²⁸	11
<i>Tabla 2. 2 Composición química de la aleación 5154A</i> ⁴¹	18
<i>Tabla 2.3 Características de la aleación 5154</i> ⁵⁰	19
<i>Tabla 3.1 Comparativo entre dos técnicas de obtención de la textura de un metal</i> ¹⁰⁸	58
<i>Tabla 3.2 Componentes de textura en metales FCC</i> ⁹⁴	60
<i>Tabla 4.1 Condiciones del experimento de laminación del alambre</i>	71
<i>Tabla 5.1 Composición química del alambrón de aluminio</i>	81
<i>Tabla 5. 2 Valores del ensayo de microdureza Vickers</i>	82
<i>Tabla 5. 3 Serie de pasos para conseguir el espesor deseado de la cinta</i>	87
<i>Tabla 5. 4 Configuraciones propuestas para el orden de recocido</i>	88
<i>Tabla 5. 5 Valores finales de esfuerzo y deformación de la cinta obtenida por laminación para cada configuración. Temperatura de recocido: 350 °C</i>	92
<i>Tabla 5.6 Datos obtenidos del laminado del alambre a diferentes velocidades y porcentajes de reducción</i>	101

INDICE DE FIGURAS

<i>Figura 1.1 Armadura de aluminio (izq.); vista corte longitudinal (der.)</i>	7
<i>Figura 2.1 Incremento en el uso del aluminio (millones de toneladas métricas)³¹</i>	11
<i>Figura 2.2 Esquema de colada continua de aluminio⁵⁹</i>	22
<i>Figura 2.3 Rollo de alambón de 9.5 mm de diámetro</i>	23
<i>Figura 3.1 Comportamiento de la curva real y la ingenieril</i>	29
<i>Figura 3.2 a) Granos elongados antes del recocido; b) granos equiaxiales después del recocido⁷⁸</i>	33
<i>Figura 3.3 Imagen por microscopía óptica de una muestra de cinta de aluminio 5754; las flechas indican las bandas de deformación⁷⁹</i>	34
<i>Figura 3.4 Representación esquemática del cambio de la morfología de los granos⁶⁶</i>	37
<i>Figura 3.5 Molino dúo</i>	38
<i>Figura 3.6 Tipos de molinos: (a) dúo simple; (b) dúo reversible; (c) trío; (d) cuarto; (e) agrupado⁸⁹</i>	40
<i>Figura 3.7 Forma inicial y final del alambre después de pasar por los rodillos⁹⁰</i>	41
<i>Figura 3.8 Componentes presentes durante el proceso de laminación³⁹</i>	42
<i>Figura 3.9 Representación de los tipos de dislocaciones¹⁰¹</i>	48
<i>Figura 3.10 Plano y dirección de deslizamiento preferencial en una estructura FCC¹⁰²</i>	50
<i>Figura 3.11 Representación de los resultados de la textura inicial de dos muestras de aluminio¹⁰⁶</i>	52
<i>Figura 3.12 Índices de direcciones para los puntos P y Q con coordenadas ($\frac{1}{2}$, 1, 0) y (1, $\frac{1}{2}$, $\frac{1}{2}$), respectivamente</i>	53
<i>Figura 3.13 Difracción de Bragg de un haz de rayos X en planos de la red cristalina¹¹⁰</i>	57
<i>Figura 3.14 Máxima intensidad de los componentes principales a lo largo del espesor de la placa, donde el valor de S=0 representa el centro de la muestra y S=0.95 la orilla de la placa¹¹³</i> ..	61
<i>Figura 4.1 Representación del ensayo de compresión lateral</i>	67
<i>Figura 4.2 Representación de las zonas de indentación</i>	68
<i>Figura 4.3 Esquema de la sección analizada por EBSD</i>	72
<i>Figura 4.4 Cortadora automática</i>	75
<i>Figura 4.5 Muestra montada en resina en frío</i>	75
<i>Figura 4.6 Ataque electrolítico. Fuente de poder (izq); anodizado de la muestra (der.)</i>	77
<i>Figura 4.7 Microscopio invertido</i>	78
<i>Figura 4.8 Líneas trazadas en las micrografías para determinar el tamaño de grano</i>	79

Figura 5.1 Indentación en la zona central del alambrón.....	82
Figura 5.2 Comportamiento durante la compresión de las muestras de alambrón del diferente longitud y de 9.5 mm de diámetro	83
Figura 5.3 Comportamiento durante la compresión lateral antes y después del recocido a 370 °C por 1 hora.....	84
Figura 5.4 Comportamiento entre muestras endurecidas y no endurecidas previamente a la compresión lateral.....	85
Figura 5.5 Comportamiento entre muestras con y sin endurecimiento previo a la compresión.....	85
Figura 5.6 Curva de flujo calorífico y temperatura para determinar el punto de recocido.....	86
Figura 5.7 Elongación de los granos debido a la deformación: 1º, 2º, 3º, 4º pase de laminado, (a) (b), (c) y (d) respectivamente; 200 x	89
Figura 5.8 Endurecimiento por deformación durante el laminado de los pases 1-5.....	90
Figura 5.9 Efecto del recocido parcial y subsiguiente endurecimiento debido al proceso de laminación. Se muestra la serie de pases 4-7 correspondientes a la configuración 1.....	91
Figura 5.10 Evolución de comportamiento esfuerzo-deformación para la serie de pases de la configuración 1, incluyendo los recocidos finales de la cinta	91
Figura 5.11 Valores finales del proceso de laminación del alambre de 9.5 mm de diámetro.....	93
Figura 5.12 Curvas de esfuerzo-deformación real experimentales (punteadas) y curvas ajustadas de acuerdo a la ecuación de Voce (continuas)	93
Figura 5.13 Comparación entre la morfología de los granos de la cinta final de las tres configuraciones a 350 °C por 10 min; (a), (b) y (c) configuración 1, 2 y 3, respectivamente; 200x.....	95
Figura 5.14 Curva esfuerzo-deformación real de las cintas obtenidas por laminación	96
Figura 5.15 Alambrón zona de la periferia (a) y acercamiento a la zona central (b); 50x y 200x, respectivamente. Alambre trefilado (c) y después del recocido (d); 50x.....	97
Figura 5.16 Muestras de diferente longitud sometidas a compresión lateral en pases sucesivos.....	99
Figura 5.17 Grietas en la orilla del alambre deformado debido a una alta velocidad de giro los rodillos del molino	100
Figura 5.18 Cambios geométricos en las muestras a diferentes porcentajes de reducción.....	102
Figura 5.19 Comportamiento del alambre sometido a compresión lateral (M13, M23, M43) y a laminación (14, 34 y 58%)	103
Figura 5.20 Relación entre ensanchamiento, velocidad de giro y porcentaje de reducción.....	103
Figura 5.21 Fuerza de laminación necesaria para deformar el alambre a diferentes condiciones	104
Figura 5.22 Ensayo de tensión en muestras a diferentes condiciones de deformado	105

Figura 5.23 <i>Función de distribución de orientaciones para las muestras sometidas a 14, 34, 58 % de reducción, a), b) y c) respectivamente.</i>	106
Figura 5.24 <i>Identificación de componentes de textura</i>	107
Figura 5.25 <i>Mapa de orientaciones de las muestras laminadas a 14, 34 y 58 % de deformación: a), b) y c), respectivamente.</i>	109
Figura 5.26 <i>Ensayo de tensión para cada uno de los pases de laminación</i>	112
Figura 5.27 <i>Curvas esfuerzo-deformación para el alambre de partida y para los 5 pases de laminado (líneas punteadas); se muestran los datos experimentales y la curva de ajuste de acuerdo a la ecuación de Voce (línea continua)</i>	112
Figura 5.28 <i>Comportamiento mecánico de la cinta final a diferentes tiempos de recocido</i>	113
Figura 5.29 <i>Morfología de los granos de la cinta después del recocido a 350 °C por 5 min (a), 10 min (b) y 15 min (c); 200x</i>	115